

# Школа молодых учёных «Актуальные проблемы полупроводниковых наносистем»



## **ТЕЗИСЫ**

#### ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

#### Школа молодых ученых «Актуальные проблемы полупроводниковых наносистем»

14-16 декабря, Новосибирск

интернет-конференция Zoom: 886 6967 7489

Новосибирск 2020



Тезисы докладов Школы молодых учёных «Актуальные проблемы полу-
проводниковых наносистем» — Новосибирск, ФГБУН Институт физики полу-
проводников им. А. В. Ржанова СО РАН: Типография ООО «ДигитПро», 2020.
— 65 c.

Школа проведена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 19-72-30023.

© ФГБУН Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН, 2020

Подписано в печать 11.12.2020. Формат В5 Усл. печ. 2,05 л. Тираж 20 экз. Заказ № 756

#### ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

#### Председатель

Латышев Александр Васильевич

#### Секретарь

Ситников Сергей Васильевич

#### Члены организационного комитета

Пчеляков Олег Петрович Никифоров Александр Иванович Рогило Дмитрий Игоревич Щеглов Дмитрий Владимирович Каламейцев Александр Владимирович

#### Адрес и контакты организационного комитета:

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН 630090 Новосибирск, пр. Ак.Лаврентьева 13 аррп2020@yandex.ru Ситников Сергей Васильевич Тел. +7-(383)-330-9149

#### **ОРГАНИЗАТОР**



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук www.isp.nsc.ru

#### ФИНАНСОВАЯ ПОДДЕРЖКА



Российский научный фонд www.rscf.ru

#### СОДЕРЖАНИЕ

<b>ЛЕКЦИИ</b> Темновые токи и адмиттанс униполярных барьерных систем на основе МЛЭ	7
HgCdTe	8
<b>Войцеховский А.В.</b> , Несмелов С.Н., Дзядух С.М., Дворецкий С.А., Михайлов Н.Н., Сидоров Г.Ю., Якушев М.В.	
Развитие молекулярно-лучевой эпитаксии в ИФП СО РАН1 Писляков О.П.	0
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ1	2
Влияние фтора на плотность состояний на границе раздела собственный (анодный) оксид/ $In_{0.53}Ga_{0.47}As$	3
<b>Аксенов М.С.</b> , Ковчавцев А.П., Валишева Н.А.	
Возможности ВРЭМ в анализе атомного строения и механизмов	
формирования нанокристаллов сульфидов металлов, полученных с	
применением технологии Ленгмюра-Блоджетт	5
Адмиттанс тестовых МДП-приборов на основе <i>пВп</i> -структур из МЛЭ	
HgCdTe 1	7
Войцеховский А.В., Несмелов С.Н., <b>Дзядух С.М.</b> , Дворецкий С.А., Михайлов Н.Н., Сидоров Г.Ю., Якушев М.В.	
Электрофизические свойства МДП-структур на основе пентацена в широком	
диапазоне температур	9
Войцеховский А.В., Несмелов С.Н., <b>Дзядух С.М.</b> , Копылова Т.Н., Дегтяренко К.М.	
Влияние температуры отжига в формовочном газе на параметры Ti/In <sub>0.52</sub> Al <sub>0.48</sub> A	
барьеров Шоттки	, 1
<b>Гензе И.Ю.</b> , Аксёнов М.С., Валишева Н.А., Дмитриев Д.В.	
Анализ дифракционных картин при синтезе наногетероструктур Ge/Si 2 <b>Дирко В.В.</b> , Лозовой К.А., Коханенко А.П., Кукенов О.И.	.3
Условия сравнения подвижности в тонкопленочных структурах	5
Влияние дефектов на сегнетоэлектрические свойства $HfO_2$ :La	:7
Молекулярно-динамическое моделирование поверхности Si (100)-2×1	9

Мемристорный эффект структур $Si/SiO_x/Ni$ на основе термического $SiO_2$ , обработанного в ЭЦР плазме
Моделирование и изучение резистивного переключателя на основе нанокристалла $VO_2$ с золотыми конусообразными контактами
Радиационно-стимулированный рост эпитаксиальных пленок $CaSi_2$
МЛЭ рост слоев InAlAs на подложке InP (001) для приборов радиофотоники . 36 <b>Колосовский Д.А.</b> , Дмитриев Д.В., Торопов А.И., Гаврилова Т.А., Кожухов А.С., Журавлев К.С.
Рост наноструктур по механизму Фольмера—Вебера
Исследование электрофизических свойств границы раздела CdHgTe и $Al_2O_3$ , выращенного при разных температурах
Механизмы формирования квантовых точек GaN в матрице AlN методом аммиачной МЛЭ
Характеристики фазового перехода в пленках $VO_2$ синтезированных на плоских и наноструктурированных подложках
Исследование оптических свойств гетероструктур InGaAlAs/InAlAs на подложке фосфида индия для электрооптического модулятора на основе эффекта Штарка
Влияние материала подложки на подвижность носителей заряда в пленках CVD мультиграфена
Расчёт концентраций дефектов и установление элементного состава центров фотолюминесценции в видимом диапазоне в сильнолегированных слоях AlGaN:Si
Перераспределение атомных ступеней на поверхности Si(111) при структурных переходах, индуцированных адсорбцией и десорбцией Sn

#### АППН-2020, 14–16 декабря 2020, Новосибирск

Слоистый In <sub>2</sub> Se <sub>3</sub> на поверхности Si(111) с гистерезисами температурной зависимости сопротивления	54
<b>Пономарев С.А.</b> , Миронов А.Ю., Рогило Д.И.	υ.
Межканальное взаимодействие в квантовых точечных контактах	56
Эшелонирование ступеней на поверхности GaAs(111)А при ленгмюровском испарении	57
Спирина А.А., Шварц Н.Л.	
Получение поликристаллических алмазных пленок и их свойства на различны подложках	
<b>Тарков С.М.</b> , Антонов В.А., Емельянов А.А., Ребров А.К., Попов В.П., Тимошенко Н.И., Юдин И.Б.	
Исследование гистерезиса сток-затворных характеристик FeFET <i>Тихоненко Ф.В.</i> , Попов В.П.	61
Методика формирования упорядоченных частиц Ge и Si на поверхности SiO <sub>2</sub> <b>Уткин Д.Е.</b> , Шкляев $A.A$ .	63
Авторский указатель	65

#### ЛЕКЦИИ

## Темновые токи и адмиттанс униполярных барьерных систем на основе МЛЭ HgCdTe

**Войцеховский А.В.**<sup>1</sup>, Несмелов С.Н.<sup>1</sup>, Дзядух С.М.<sup>1</sup>, Дворецкий С.А.<sup>2</sup>, Михайлов Н.Н.<sup>2</sup>, Сидоров Г.Ю.<sup>2</sup>, Якушев М.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина, 36

Концепция униполярных барьерных систем [1] предоставляет возможности повышения рабочей температуры детекторов инфракрасного диапазона за счет снижения шумов из-за подавления некоторых компонент темнового тока. Наибольший интерес в настоящее время вызывают разработки барьерных детекторов на основе материалов III-V с постоянной решетки 6.1 Å (например, на основе систем InAsSb/AlAsSb, InAs/GaSb), что связано с благоприятной структурой энергетических зон. Исследования барьерных детекторов на основе HgCdTe имеют преимущественно теоретический характер, а попытки практической реализации таких детекторов немногочисленны.

В докладе представлены результаты исследования электрических свойств *nВn*-структур для среднего инфракрасного диапазона на основе HgCdTe, выращенного методом молекулярно-луэпитаксии (МЛЭ) на подложках GaAs(013). При выращивании создавались заданные распределения компонентного состава и концентрации примеси индия по толщине пленки. Состав в барьерном слое толщиной 210 нм был равен 0.84, а в поглощающем и контактном слоях - 0.36. Для пассивации меза-структур использованы пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, нанесенные методом плазменного атомно-слоевого осаждения. Для изучения процессов в различных слоях изготавливались МДП-приборы на основе nBn-структур, при-

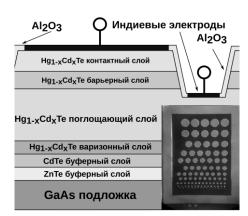


Рис.1. Схематическое изображение пВп-структуры на основе МЛЭ HgCdTe. На вставке — фотография изготовленного образца.

чем обратный электрод создавался на контактном слое (планарная конфигурация) или на поглощающем слое (меза-конфигурация).

Определены механизмы темновых токов в изготовленной nBn-структуре на основе МЛЭ HgCdTe. Показано, что в диапазоне температур 180-300 K реализуется диффузионное ограничение темнового тока, а экспериментальные значения темнового тока хорошо согласуются с результатами расчета в рамках эмпирической модели Rule07 [2]. Показано, что измерения адмиттанса nBn-структур в широком диапазоне условий позволяют определить распределение примеси индия в поглощающем слое. При высоких температурах и низких частотах вид вольт-

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

фарадных характеристик искажается из-за влияния перезарядки поверхностных состояний на гетерогранице между поглощающим и барьерным слоями [3]. Измерения адмиттанса тестовых МДП-приборов в планарной или меза конфигурациях позволяют изучить свойства приповерхностной области контактного слоя, а также границы раздела  $HgCdTe-Al_2O_3$ . Адмиттанс МДП-приборов в меза-конфигурации зависит также от свойств барьерного и поглощающего слоев.

Исследования поддержаны грантом Российского научного фонда (проект № 19-12-00135).

- [1] S. Maimon, G.W. Wicks, Appl. Phys. Lett., 89, 151109 (2006).
- [2] A.V. Voitsekhovskii et al., J. Phys. D: Appl. Phys., 53 (5), 055107 (2019).
- [3] A.V. Voitsekhovskii et al., Mater. Res. Expr., 6 (11), 116411 (2019).

#### Развитие молекулярно-лучевой эпитаксии в ИФП СО РАН

#### Пчеляков О.П.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Метод молекулярно-лучевой эпитаксии позволяет тонко варьировать состав - буквально программировать свойства полупроводниковых многослойных тонкоплёночных материалов и создавать новые наноструктуры для электронной промышленности, а также исследовать закономерности строения вещества на субатомном уровне.

Доктор физико-математических наук профессор Сергей Иванович Стенин автор более 150 научных работ и изобретений занимался исследованиями физико-химических процессов получения полупроводниковых кристаллов, пленок и многослойных структур для микроэлектроники. С. И. Стенин родился 1 сентября 1940 года в Ленинграде. В 1966 году, окончив Новосибирский электротехнический институт (сейчас НГТУ НЭТИ), начал работать в Институте физики полупроводников СО АН СССР, где руководил группой, с 1977 года лабораторией, а затем отделом. Сергей Стенин был первопроходцем, основоположником, идеологом метода молекулярно-лучевой эпитаксии в ИФП СО АН и, в целом, в нашей стране. Под руководством С.И. Стенина с 1979 по 1990 годы ИФП СО АН совместно с СКТБ СЭ и АП (Специальным конструкторско-технологическим бюро специальной электроники и аналитического приборостроения, с 1991 года - КТИ ПМ) и НИИ вакуумного электронного машиностроения (НИИ ВЭМ) г. Ижевск была проведена разработка целого ряда технологических сверхвысоковакуумных установок. Первая установка, которую мы сделали в ИФП СО АН и запустили в 1979 году, называлась "МАВР". В период с 1985 по 1990 годы ИФП СО АН совместно с СКТБ СЭ и АП и НИИВЭМ создано четыре поколения промышленно-ориентированного технологического сверхвысоковакуумного (СВВ) оборудования для МЛЭ. Это были установки «Ангара», «Катунь», «Катунь-В» и «Катунь-С». При этом использовался опыт совместной с ИЯФ СО АН разработки и изготовления трехкамерной сверхвысоковакуумной установки «Селенга». Эта установка использовалась в группе под руководством ведущего научного сотрудника Юрия Кантера для исследования процессов синтеза полупроводниковых пленок из молекулярных пучков и развития технологии молекулярно-лучевой эпитаксии. Опытным заводом СО АН СССР за этот период была освоена технология производства многокамерных сверхвысоковакуумных установок для МЛЭ. Первым заказчиком этого оборудования был Минский научно-исследовательский институт радиоматериалов Министерства промышленности средств связи. Всего за период с 1979 по 1990 годы было изготовлено 39 установок МЛЭ, в том числе 85 сверхвысоковакуумных камер, более 100 дифрактометров быстрых электронов и более 20 лазерных встраиваемых эллипсометров. Большой

вклад в разработку и изготовление этих установок внесли ведущие сотрудники СКТБ СЭ и АП Генрих Потёмкин и Григорий Шойхет; главный технолог Опытного завода СО РАН Геннадий Третьяков. Разработка встраиваемых лазерных эллипсометров проводилась под руководством заведующего лабораторией ИФП СО РАН Сергея Рыхлицкого.

Научная школа Сергея Стенина включает множество известных в России и мире имен: председатель Сибирского отделения РАН с 2008 по 2017 год, третий директор ИФП СО РАН академик Александр Асеев; четвёртый директор ИФП СО РАН академик Александр Латышев; заведующий отделом лауреат Государственной премии РФ доктор наук Олег Пчеляков; главный научный сотрудник доктор наук Юрий Сидоров; ведущий научный сотрудник кандидат наук Александр Торопов. Нельзя переоценить вклад в создание оборудования и технологии МЛЭ следующих сотрудников ИФП СО РАН: ведущий научный сотрудник Леонид Соколов, ведущий конструктор Виктор Блинов; ведущий научный сотрудник Александр Кожухов; заведующие лабораториями ИФП СО РАН кандидаты наук Александр Никифоров и Валерий Преображенский – все они соратники и ученики Сергея Ивановича.

К настоящей презентации приложен фильм памяти С.И. Стенина с комментариями нобелевского лауреата академика РАН Жореса Алферова, академика РАН Роберта Суриса, член-корреспондента РАН Петра Копьёва, доктора наук Олега Пчелякова.

При подготовке текста использовались материалы книги «40 лет Институту физики полупроводников Сибирского отделения РАН», тексты Надежды Дмитриевой, статьи «Heppitaxy land».

#### СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

## Влияние фтора на плотность состояний на границе раздела собственный (анодный) оксид/In<sub>0.53</sub>Ga<sub>0.47</sub>As

**Аксенов М.С.<sup>1,2</sup>**, Ковчавцев А.П.<sup>1</sup>, Валишева Н.А.<sup>1</sup>

Тройное соединение  $In_{0.53}Ga_{0.47}As$  применяется при изготовлении металлоксид-полупроводник (МОП)-транзисторов (MOSFET) с высокой подвижностью электронов [1, 2]. Одним из основных требований при реализации таких структур на основе полупроводников  $A^3B^5$ , и InGaAs, в частности, является низкая плотность электронных состояний на границе ( $D_{it}$ ) раздела диэлектрик/полупроводник [3].

Влияние фтора на электронные свойства границ раздала диэлектрик/InGaAs изучалось только в работах [1, 4], где предварительно сформированные границы раздела InGaAs с тонкими ( $\approx$ 4 nm) диэлектрическими слоями (HfO<sub>2</sub> [1], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [4]) обрабатывались в ВЧ-плазме CF<sub>4</sub> с последующим отжигом. Авторы отмечают улучшение электронных свойств границ раздела HfO<sub>2</sub>/InGaAs и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/InGaAs после обработки во фторсодержащей плазме, что косвенно подтверждается улучшением свойств транзисторных структур на их основе. Данные по  $D_{it}$ , полученные методом проводимости, представлены лишь в работе [4] демонстрируют уменьшение плотности состояний в результате фторирования примерно в 1.5 раза до минимальных значений  $5\cdot10^{11}$  эВ<sup>-1</sup>см<sup>-2</sup>. Важно отметить, что данные о влиянии фтора на электронные свойства границы раздела собственный оксид/InGaAs, которая в большинстве случаев определяет электронные свойства границ раздела диэлектрик/A<sup>3</sup>As, сформированной ех situ методами, полностью отсутствуют.

В данной работе изучено влияние фтора на плотность интерфейсных состояний границы раздела анодный оксидный слой/n-InGaAs путем анализа вольтфарадных характеристик ( $B\Phi X$ ) структур металл-диэлектрик-полупроводник (МДП) Au/Ti/SiO<sub>2</sub>/анодный оксидный слой/n-InGaAs.

В работе использовались i(n)- $In_{0.53}Ga_{0.47}As~(500 \text{ нм})/n^+$ - $In_{0.53}Ga_{0.47}As~(300 \text{ нм})$  эпитаксиальные структуры, выращенные на ері-ready полуизолирующих подложках InP~(001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии [5]. Нелегированные слои InGaAs~имели электронный тип проводимости и концентрацию носителей  $(2-2.5)\cdot 10^{15}~$ см<sup>-3</sup>. Перед анодным окислением поверхность InGaAs~ обрабатывались в диметилформамиде и 10% водном растворе HCl~ в течение 60~секунд для удаления собственного оксидного слоя. Анодные оксидные слои (AO) на поверхности InGaAs~формировались при окислении в таунсендовской газоразрядной плазме  $(T\Gamma\Pi)~$ с соотношением газов  $Ar:O_2=4:1~$ и  $Ar:O_2:CF_4=7:2:1.$  Более подробная информация о методике анодного окисления

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

 $<sup>^2</sup>$  Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

представлена в работе [6]. Затворы МДП-структур формировались путем напылением слоя Au (200 нм) с адгезионным подслоем Ti (10 нм) через маску с круглыми отверстиями площадью  $2\times10^{-3}$  cm². Омический контакт к слою  $n^+$ -InGaAs формировался впаиванием индия при температуре 200 °C после удаления і-InGaAs слоя в смеси  $H_3PO_4$ : $H_2O_2$ : $H_2O=1:1:38$ . Слои двуокиси кремния толщиной 75 нм синтезировались газофазным осаждением при пониженном давлении (140 торр) и температуре 250°C. Отжиг образцов проводился последовательно в проточной кварцевой камере с использованием формовочного газа (95%  $N_2$ , 5%  $H_2$ ) при температурах 300°C ( $\approx$ 3 мин.), 350°C ( $\approx$ 1 мин.) и 400°C ( $\approx$ 1 мин.). Частотные зависимости ВФХ МДП-структур измерялись с помощью анализатора импеданса Keysight B1500A в темноте.

Показано, что наличие анодного (собственного) оксидного слоя толщиной ≈3 нм на границе раздела SiO<sub>2</sub>/InGaAs приводит к плотности состояний более  $10^{13}$  эВ- $^{1}$ см- $^{2}$  и закреплению уровня Ферми на интерфейсных состояниях не зависимо от температуры последующего отжига. Формирование фторсодержащего анодного слоя (ФАО) толщиной ≈5 нм на поверхности InGaAs обеспечивает открепление уровня Ферми на границе раздела SiO<sub>2</sub>/n-InGaAs. Отжиг при температуре 300 °C приводит к дополнительному улучшению качества границы раздела, при этом плотность интерфейсных состояний в данном случае вблизи Ес и середины запрещенной зоны составляет (3-4)  $10^{11}$  и (4-5)  $10^{12}$  эВ-1см-2, соответственно. Дальнейшие отжиг при температуре 350 °C приводили к обратному эффекту и увеличению плотности состояний, а при 400 °C эффект влияния фтора практически полностью устранялся. По аналогии с InAs, для которого пассивация ФАО приводила к резкому уменьшению  $D_{it}$  на границе раздела с диэлектриками [8], можно предположить, что в случае InGaAs это также связанно с образованием оксифторидов элементов полупроводника в ФАО. При этом существенное ухудшение электронных свойств границы раздела ФАО/InGaAs в результате отжига связан с нестабильностью связей фтора при температурах свыше 350 °C.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-02-00516.

- [1] Y.-T. Chen et al. Appl. Phys. Lett. 96, 103506 (2010).
- [2] F. Zhu et al. Appl. Phys. Lett. 94, 013511 (2009).
- [3] R. Engel-Herbert et al. Journal of Appl. Phys. 108, 124101 (2010).
- [4] Y.-T. Chen et al. Appl. Phys. Lett. 95, 013501 (2009).
- [5] D.V. Dmitriev et al. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 475, 012022 (2019).
- [6] M.S. Aksenov et al., Appl. Phys. Lett. 107, 173501 (2015).
- [7] A.P. Kovchavtsev et al., J. Appl. Phys., 118, 125708 (2015).
- [8] N.A. Valisheva et al. The Journal of Phys. Chem. C 121, 20744 (2017).

# Возможности ВРЭМ в анализе атомного строения и механизмов формирования нанокристаллов сульфидов металлов, полученных с применением технологии Ленгмюра-Блоджетт

Бацанов С.А., Гутаковский А.К.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Полупроводниковые нанокристаллы (НК) сульфидов металлов (CdS, ZnS, CdZnS, CuS и PbS) являются перспективным материалом для применения в качестве активных сред в устройствах оптоэлектроники и фотовольтаики, а также могут быть использованы в качестве флуоресцентных маркеров в биологических приложениях. В настоящее время основным методом синтеза полупроводниковых НК с заданными размерами и пространственным распределением является метод молекулярно — лучевой эпитаксии в сочетании с литографическими методами, а также многочисленные методы "мокрой химии". В то же время существует альтернативный метод получения подобных структур, основанный на технологии Ленгмюра-Блоджетт (ЛБ). Для достижения возможностей прогнозируемого синтеза подобных материалов решающее значение имеет выявление факторов влияния на параметры итоговых продуктов синтеза, на основе анализа основных закономерностей и механизмов формирования. Частично эту задачу можно решать с помощью ВРЭМ.

На основе ранее проведенных нами исследований выполнен систематизированный анализ основных закономерностей формирования структуры и морфологии НК. Процесс формирования нанокристаллов можно описать следующим образом. На этапе сульфидирования пленки ЛБ бегената металла образуется сульфид этого металла и в полярных слоях матрицы бегеновой кислоты формируются НК, плотность которых зависит от типа материала. Температура плавления бегеновой кислоты ~ 87 °С. При отжиге сульфидированных плёнок ЛБ — термолизе дисперсионной среды органозоля — расплава, происходят следующие процессы: распределение свободного материала сульфида металла по имеющимся НК или образование из него новых НК; Оствальдовское созревание (изотермическая перегонка); с момента расплавления плёнки ЛБ происходит быстрая либо медленная коагуляция (слипание мелких частиц дисперсной системы в более крупные агрегаты), в зависимости от многочисленных факторов.

ВРЭМ исследования массивов НК подтверждают факт того, что агрегативная устойчивость уменьшается с повышением температуры и концентрации дисперсной фазы (НК сульфидов металлов), говоря на языке коллоидной науки, описывающей процессы коагуляции. При этом, исходя из анализа экспериментальных данных и различных подходов, описывающих процессы роста НК можно

сделать вывод о возможных факторах влияния (помимо вышеуказанных — температуре отжига и толщине исходной плёнки ЛБ) на итоговые параметры продуктов синтеза — массивы НК:

- влияние плёнки-подложки;
- влияние сложного процесса термодесорбции расплава на зависящие от температуры параметры диффузии и растворимости материалов сульфидов металлов в расплаве;
- природа конкретного сульфида металла определяет толщину и плотность органического адсорбционного слоя на НК при используемых температурах, его прочность и растворимость;
- атмосфера отжига (окисление, неорганический адсорбционный слой);
- взаимодействия между НК, описанные в теории Дерягина Ландау Фервея Овербека;
- вязкость.

Естественно, учёт степени влияния каждого из этих факторов требует дополнительных исследований, поскольку используемого аналитического метода уже недостаточно для однозначной их характеризации.

Вышеупомянутый классический механизм (изотермическая перегонка) – когда кристалл растет путем добавления из среды новых структурных единиц, хорошо описывает рост кристаллов малорастворимых веществ из разбавленных растворов, однако этот подход не позволяет объяснить образование НК с нетипичной анизотропной формой. Существенная асимметрия распределения НК в область больших размеров вероятно является следствием образования крупных НК за счет коагуляции более мелких НК (неклассический механизм). ВРЭМ исследования подтверждают проявление как классического механизма – формируются НК правильной формы с ровным (ожидаемым для вещества с определённой кристаллической структурой) краем, так и неклассического механизма – формируются НК неправильной формы с резким краем. Однако, ввиду отсутствия промежуточных экспериментальных данных из-за специфики эксперимента, под имеющиеся значения средних размеров до и после отжига можно «подогнать» любой механизм, варьируя параметры (температуры, диффузии и поверхностной энергии материалов НК). Применяя данный метод анализа затруднительно определить степень проявления в процессе синтеза НК каждого из описанных механизмов роста при конкретных условиях синтеза.

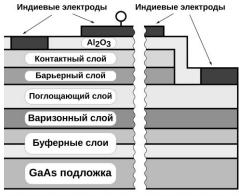
Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Наноструктуры» при поддержке РНФ (грант № 19-72-30023)

#### Адмиттанс тестовых МДП-приборов на основе *nBn*-структур из МЛЭ HgCdTe

Войцеховский А.В.<sup>1</sup>, Несмелов С.Н.<sup>1</sup>, Дзядух С.М.<sup>1</sup>, Дворецкий С.А.<sup>2</sup>, Михайлов Н.Н.<sup>2</sup>, Сидоров Г.Ю.<sup>2</sup>, Якушев М.В.<sup>2</sup>

В настоящее время активно разрабатываются барьерные детекторы на основе материалов группы III-V (например, на основе систем InAsSb/AlAsSb, InAs/GaSb), но известны только единичные попытки практической реализации nBn-структур на основе HgCdTe, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [1–4]. Совершенствование технологии изготовления приборных nBn-структур на основе МЛЭ HgCdTe требует подробного изучения процессов в различных слоях униполярной барьерной системы, что предполагает использование различных экспериментальных методов. При исследованиях свойств полупроводниковых структур весьма информативны измерения адмиттанса, но пока полученных этим методом экспериментальных данных о свойствах nBn-структур очень мало [5–7].

В докладе представлены первые результаты исследований адмиттанса тестовых МДП-приборов на основе nBn-структур из МЛЭ HgCdTe. Подробности технологии создания nBn-структур на основе МЛЭ HgCdTe приведены в [3–5]. Фронтальный электрод МДП-приборов наносился сверху диэлектрика  $Al_2O_3$  толщиной около 90 нм, созданного путем плазменного атомно-слоевого осаждения. МДП-приборы изготавливались в планарной или меза конфигурациях — при расположении обратного электрода на контактном слое или на поглощающем слое, соответственно (рис.1).



планарная конфигурация Меза конфигурация Рис. 1. Схематическое изображение тестовых МДП-приборов в планарной и меза конфигурациях.

Показано, что адмиттанс планарных МДП-приборов определяется свойствами контактного слоя и границы раздела между пленкой HgCdTe и диэлектриком, поэтому исследования свойств таких приборов информативны при оценке качества пассивирующих покрытий. Выявлены особенности вольт-фарадных характеристик МДП-приборов в меза-конфигурации, которые обусловлены влиянием электронных процессов в барьерном и поглощающем слоях. Предложена эквивалентная схема МДП-приборов в меза-конфигурации и получены выражения для теоретического анализа зависимостей адмиттанса МДП-

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина, 36

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

приборов на основе *nВn*-структур. Из измерений адмиттанса определены температурные зависимости параметров барьерного слоя в темноте и при освещении.

Исследования поддержаны грантом Российского научного фонда (проект № 19-12-00135).

- [1] A.M. Itsuno et al., Appl. Phys. Lett., 100, 161102 (2012).
- [2] Gravrand O. et al., J. Electron. Mater., 44, 3069 (2015).
- [3] A.V. Voitsekhovskii et al., Infrared Phys. Technol., 102, 103035 (2019).
- [4] A.V. Voitsekhovskii et al., J. Phys. D: Appl. Phys., 53, 055107 (2019).
- [5] A.V. Voitsekhovskii et al., Mater. Res. Expr., 6, 116411 (2019).
- [6] D.R. Rhiger et al., J. Electron. Mater., 45, 4646 (2016).
- [7] A.V. Voitsekhovskii et al., J. Comm. Technol. Electron., 64 (3), 289 (2019).

## Электрофизические свойства МДП-структур на основе пентацена в широком диапазоне температур

Войцеховский А.В., Несмелов С.Н., Дзядух С.М., Копылова Т.Н., Дегтяренко К.М.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина, 36

В последние годы возрастает интерес к исследованиям процессов в органонеорганических системах, что связано с перспективами создания новых приборов с расширенными функциональными возможностями и недорогой технологией (например, тонкопленочных транзисторов) [1]. Одним из простых и информативных методов исследования является измерение адмиттанса (или импеданса) при различных условиях [2]. В данном докладе представлены результаты экспериментальных исследований частотных, температурных и полевых зависимостей адмиттанса структур металл-диэлектрик-полупроводник (МДП-структур) на основе пентацена с диэлектриками SiO<sub>2</sub> и SiO<sub>2</sub>/Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

При изготовлении МДП-структур использовались подложки из высоколегированного n-Si с нанесенными сверху слоями SiO<sub>2</sub>, причем толщина диэлектрика составляла от 220 до 260 нм. Для части структур сверху слоя SiO<sub>2</sub> наносился слой Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при помощи магнетронного распыления, толщина которого находилась в диапазоне от 190 до 240 нм. Аморфные пленки Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> подвергались отжигу при температуре 900 °C для перевода в  $\beta$ -фазу, а также последующей обработке в кислородной плазме для насыщения вакансий кислорода. После химико-физической обработки сверху диэлектриков наносился слой пентацена методом термовакуумного напыления, причем толщина этого слоя составляла около 50 нм. Золотые контакты к пентацену формировались при помощи термического вакуумного напыления, а омические контакты к высоколегированному кремнию создавались путем вплавления индия при использовании метода электрического пробоя.

Показано, что при использовании диэлектрика  $SiO_2$  вольт-фарадные характеристики (ВФХ) МДП-структур практически не имеют гистерезиса, а для случая диэлектрика  $SiO_2/Ga_2O_3$  гистерезис очень мал. Обнаружено, что для случая диэлектрика  $SiO_2/Ga_2O_3$  на высоких частотах (1–2 МГц) измеряемая дифференциальная проводимость может быть отрицательной, что подтверждает ранее сделанные теоретические прогнозы [3]. Емкость МДП-структур при обедняющих смещениях уменьшается, что связано с распространением области пространственного заряда вглубь пентацена. При больших обедняющих напряжениях (30-40 В) и высоких температурах на ВФХ наблюдается «полочка» (выход на постоянный уровень емкости), которая исчезает при охлаждении образцов до 110 К (для случая  $SiO_2$ ) или до 260 К (для случая  $SiO_2/Ga_2O_3$ ). Обсуждены возможные механизмы возникновения этого участка на ВФХ. При использовании анализа

Мотта-Шоттки в широком диапазоне условий определены концентрации дырок в пленке пентацена, которые принимают значения около  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Рассмотрены возможности использования анализа Мотта-Шоттки при исследованиях МДП-структур на основе органических пленок. Показана информативность низкотемпературных измерений адмиттанса при изучении параметров объемных уровней в пентацене. Установлена сильная зависимость электрических параметров пентацена от типа использованной подложки (SiO<sub>2</sub> или Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Томской области в рамках научного проекта № 18-43-700005.

- [1] S.S. Sun, L.R. Dalton, Introduction to organic electronic and optoelectronic materials and devices, Taylor & Francis, Boca Raton (2016).
- [2] A.V. Voitsekhovskii et al., Phys. Stat. Sol. A, 1900847 (2020).
- [3] A.V. Voitsekhovskii et al., Thin Solid Films, 692, 137622 (2020).

## Влияние температуры отжига в формовочном газе на параметры Ti/In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As барьеров Шоттки

**Гензе И.Ю.**<sup>1,2</sup>, Аксёнов М.С.<sup>1,2</sup>, Валишева Н.А.<sup>1</sup>, Дмитриев Д.В.<sup>1</sup>

Тройное полупроводниковое соединение  $In_{0.52}Al_{0.48}As$  является функциональным материалом при создании фотодетекторов микроволнового диапазона и транзисторов с барьерами Шоттки (БШ) [1, 2]. Свойства БШ во многом определяют рабочие характеристики данных приборов, а также их стабильность и надёжность. В настоящее время наибольшее распространение получили БШ Ti/InAlAs.

Традиционным способом улучшения параметров БШ, таких как коэффициент идеальности (n) и высота барьера ( $\varphi_b$ ), является отжиг. Анализ влияния отжига на параметры Ti/InAlAs БШ проводился лишь в двух работах [3, 4], в которых при 30 минутном отжиге в инертной атмосфере ( $N_2$ ) при температурах 300 и 350 °C были получены противоречивые результаты: в работе [3] отжиг приводил к увеличению  $\varphi_b$  при неизменном n, тогда как в работе [4] каких-либо изменений параметров не наблюдалось. Более того, корректное сравнение работ затруднено из-за существенного различия в используемых гетероструктурах и значительно отличающихся начальных параметров БШ. Таким образом, имеющиеся на данный момент экспериментальные результаты не позволяют сделать однозначных выводов о влиянии температуры отжига на параметры Ti/InAlAs БШ.

В данной работе было изучено влияние отжига в формовочном газе (95%  $N_2$ , 5%  $H_2$ ) при температурах 300, 350, 400 и 450 °C в течение 5 минут на параметры ( $\varphi_b$ , n) Au (200 нм)/Ti (20 нм)/i(n)-In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As БШ, которые были сформированы на вершинах меза-структур различного диаметра (d) от 50 до 200 мкм. Подробное описание используемых гетероструктур и этапов формирования БШ представлено в работе [5].

Анализ вольт-амперных характеристик (ВАХ) сформированных БШ (d=50 мкм) до и после отжига (рис. 1) в рамках теории термоэлектронной эмиссии [5] показал, что отжиг при температуре 300 и 350 °C приводит к существенному увеличению высоты барьера с 0.58 до 0.64 и 0.69 эВ, соответственно, при сохраняющемся коэффициенте идеальности равном 1.1. Отжиг при температуре 400 °C приводит к резкому ухудшению параметров: высота барьера уменьшается до 0.47 эВ, а коэффициент идеальности возрастает до 2. Дальнейшее повышение

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

температуры отжига приводит к полной деградации барьера. Также отжиг приводил к уменьшению последовательного сопротивления образца со 110 до 80 Ом, что может быть связано с улучшением омического контакта.

Поведение параметров БШ после отжига при температурах до 350 °С включительно, хорошо коррелирует с работой [3], в которой при аналогичных временах отжига наблюдались схожие результаты. При этом при более высоких температурах в работе [3] высота барьера также увеличивалась, в то

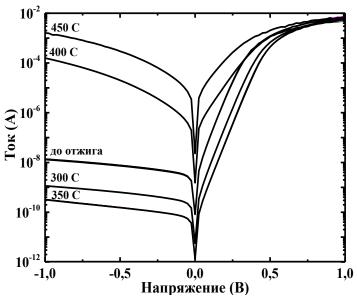


Рис.1. BAX Au/Ti/n-In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As БШ (d=50 мкм) до и после отжига при температурах 300, 350, 400, 450 °C в течении 5 минут.

время как в нашей работе параметры барьера ухудшались. Такое отличие, вероятнее всего, связано с использованием в работе [3] более толстого слоя Ті (80 нм) и дополнительного барьерного слоя Рt (80 нм), которые значительно уменьшают диффузию Аu к границе БШ, приводящую к его деградации [3, 4], и позволяют проследить динамику изменения его параметров при больших температурах и временах отжига.

Таким образом, в данной работе показано, что отжиг Au/Ti/In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As БШ при температуре 350 °C в течение 5 минут может быть использован для увеличения изначально низкой высоты барьера (0.58 эВ) до значений  $\varphi_b \approx 0.7$  эВ типичных для данных контактов [5].

- [1] Chizh A. L. et al., Technical Physics Letters, 45, 739 (2019).
- [2] Takahashi T. et al., IEEE Transactions on Electron Devices, 64, 89 (2016).
- [3] Wang L. et al., Applied physics letters, 91, 022110 (2007).
- [4] Lien Y. C. et al., Applied physics letters, 89, 083517 (2006).
- [5] Chistokhin I. B. et al. Materials Science in Semiconductor Processing, 74, 193 (2018).

#### Анализ дифракционных картин при синтезе наногетероструктур Ge/Si

Дирко В.В., Лозовой К.А., Коханенко А.П., Кукенов О.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина 36

Оптоэлектроника получила свое развитие, благодаря тому, что 80% информации человек воспринимает посредством изображения, что позволяет использовать оптоэлектронные приборы в различных системах передачи информации, ее обработки, получения, хранения, отображения. Создание оптоэлектронных приборов на наногетероструктурах основанных на квантово-механических эффектах позволяет значительного улучшить существующие технологии и получить новый класс совершенных приборов [1,2].

Одним из основных методов получения наногетероструктур для оптоэлектроники является метод молекулярно-лучевой эпитаксии. В свою очередь формирование эпитаксиальных слоев невозможно без определения основных факторов определяющих синтез формируемых наногетероструктур. Одним из таких факторов является роста эпитаксиальных пленок. Метод дифракции быстрых (ДБЭ) электронов относится к методам «in situ», т.е. позволяет анализировать состояние поверхности подложки во время синтеза материалов [3-5].

Для эпитаксии германия традиционно используются чистые поверхности кремния с кристаллографической ориентацией (100) и (111). В данной работе изучаются процессы эпитаксиального роста германия на поверхности Si (111), так эта поверхность является менее исследованной [6].

Синтез Ge на подложку Si (111) проводился в высоковакуумной установки молекулярно-лучевой эпитаксии «Катунь — 100». Все эксперименты проводились при уровне вакуума  $10^{-10}$  торр. Изменение картин дифракций регистрировалось цифровой камерой с Full-HD разрешением и высокой по чувствительности матрицей.

Пользуясь методом дифракции быстрых электронов в работе проводилось измерение толщины Ge слоя на подложке Si (111) в ее диапазоне температур от 250 до 800 °C. На видеокамеру регистрировались изменение интенсивности картин дифракции с последующей обработкой видеофайла.

Таким образом, в работе представлены результаты исследования перехода сверхструктуры 7х7 в 5х5 при синтезе Ge на подложку Si (111) методом ДБЭ. Были получены зависимости перехода сверхструктуры 7х7 в 5х5 при различных температурах кремниевой подложки. Так же в ходе экспериментов определялась критическая толщина напряженного гетероэпитаксиального слоя Ge [6]. И изменение параметра элементарной двумерной ячейки в процессе роста Ge на Si (111). ДБЭ используется для контроля состояния поверхности подложки и рас-

тущего слоя и даёт возможность судить о структуре поверхности по характерным дифракционным картинам на люминесцентном экране.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-90195.

- [1] S. Wirths et al., Progr. Cryst. Growth Characteriz. Mater., 62, 1–39 (2016).
- [2] S. Zaima et al., Science and Technology of Advanced Materials, 16, 043502 (2015).
- [3] I.I. Izhnin et al., Opto-Electronics Review, 26, 195-200 (2018).
- [4] T David et al., Scientific Reports, 8, 2891 (2018).
- [5] J Wu et al., J. Phys. D: Appl. Phys., 48, 363001 (2015).
- [6] J Aqua et al., Phys. Rep. **522**, 59 (2013).

#### Условия сравнения подвижности в тонкопленочных структурах

Зайцева Э.Г., Наумова О.В.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Подвижность носителей заряда  $\mu_{eff}$  является одним из ключевых параметров полупроводниковых структур, который позволяет анализировать свойства гетеросистем полупроводник/диэлектрик. В частности, она может быть использована для контроля параметров гетеросистем в структурах с разными конструктивно-технологическими параметрами, например, с разной толщиной пленок, плотностью состояний на гетерограницах и др. В тонкопленочных структурах на основе кремния анализ  $\mu_{eff}$  проводится, как правило, относительно универсальной полевой зависимости подвижности  $\mu_{eff}(E_{eff})$ , полученной в работе [1] для высококачественных границ раздела объемный кремний/диэлектрик (где  $E_{\rm eff}$  – эффективное электрическое поле, перпендикулярно направленное к границе раздела) [2-3]. Проблемой использования концепции полевой зависимости подвижности в структурах на основе тонких пленок является взаимосвязь потенциалов границ раздела, или coupling-эффект [4-5]. В результате этого эффекта в тонкопленочных структурах одно и то же значение поля  $E_{\rm eff}$  может быть получено при разных комбинациях потенциалов на гетерограницах и соответствовать разному распределению носителей заряда в пленках. Поэтому разница в значениях µ<sub>eff</sub> в тонкопленочных структурах с разными конструктивными параметрами (толщиной пленок и окружающих ее диэлектриков) при фиксированных значениях  $E_{\rm eff}$ может быть обусловлена как разным качеством пленок, так и разным распределением носителей заряда относительно гетерограниц. Понятно, что сравнение подвижности корректно отражает свойства гетеросистем пленка/диэлектрик только при условии одинакового распределения носителей заряда в пленках.

Целью работы являлось определение условий для создания одинакового распределения носителей заряда в тонкопленочных структурах с разными конструктивными параметрами. Для этого в среде TCAD проведено моделирование двузатворных кремниевых МОП-транзисторов с разной толщиной пленок и окружающих пленку диэлектриков. Определялось распределение свободных носителей заряда относительно гетерограниц пленки, значения подвижности и пороговых напряжений в транзисторах. Показано, что одинаковое распределение носителей в пленках определяется такими параметрами, как пороговое напряжение, напряжение на затворах тонкопленочных транзисторов, режим пленки (обеднение, обогащение) со стороны поверхности, противоположной тестируемой, плотность индуцированных носителей заряда N<sub>c</sub>. Перечисленные параметры могут быть определены на основе экспериментальных сток-затворных характеристик транзисторов. Для подтверждения полученных результатов сравне-

ние подвижности было проведено также в структурах, имеющих разную плотность состояний на границах раздела пленка/диэлектрик.

- [1] S. Takagi, et al., IEEE Trans. Electron Devices, 41(12), 2357 (1994)
- [2] K. Uchida, et al. J. Appl. Phys., 102, 074510 (2007)
- [3] M. Schmidt, et al., Solid-State Electron., 53, 1246 (2009)
- [4] S. Cristoloveanu, et al. IEEE Trans. Electron Devices, 57, 1327 (2010)
- [5] S. Cristoloveanu, et al., Solis-State Electron., 117, 10 (2016)

### Влияние дефектов на сегнетоэлектрические свойства HfO<sub>2</sub>:La

**Залялов Т.М.<sup>1,2</sup>**, Исламов Д.Р.<sup>1,2</sup>, Орлов О.М.<sup>3</sup>, Гриценко В.А.<sup>1,2</sup>

Улучшение характеристик портативных вычислительных устройств требует среди прочего повышения информационной емкости и быстродействия устройств памяти, а также уменьшения их энергопотребления. Одной из перспективных технологий является сегнетоэлектрическая память произвольного доступа – FeRAM (Ferroelectric Random Access Memory). В основе ячейки памяти данного типа лежит сегнетоэлектрик – материал, способный к самопроизвольной электрической поляризации. При этом поляризация происходит под влиянием внешнего электрического поля, и после его отключения поляризация сохраняется. Это свойство сегнетоэлектриков позволяет хранить информацию без энергозатрат, делая FeRAM энергонезависимой памятью.

В основе сегнетоэлектрической памяти как правило используется цирконаттитанат свинца  $Pb(Zr_xTi_{1-x})O_3$  (PZT). Однако, приборы на основе PZT имеют малую информационную емкость. Как правило, сегнетоэлектрические PZT пленки при их толщине менее  $\sim 100$  нм теряют свойства к спонтанной поляризации. Этот факт существенно влияет на масштабирование ячеек памяти, и они имеют огромные для микроэлектроники площади. Так, объем памяти производимых в настоящее время приборов составляет 256 Кбит.

В 2011 году было сообщено об обнаружении сегнетоэлектрического отклика в пленках HfO<sub>2</sub>:Si толщиной 10 нм [1]. Такая толщина пленки запоминающего материала позволяет создать ячейку FeRAM малых размеров, обеспечивающих высокую информационную емкость устройству памяти. Также, оксид гафния уже используется в микроэлектронике, что открывает возможность его быстрого внедрения в техпроцесс создания устройств сегнетоэлектрической памяти. Это вернуло интерес к FeRAM технологии и стало началом исследований сегнетоэлектрических материалов на основе оксида гафния HfO<sub>2</sub>.

В работе [2] было исследовано значение остаточной поляризации сегнето-электрических пленок оксида гафния, легированных разными примесями. Было показано, что наибольшим значением остаточной поляризации обладает оксид гафния, легированный лантаном. В работе [3] было показано, что вакансии кислорода в чистом оксиде гафния подавляют моноклинную (несегнетоэлектрическую) фазу при концентрации  $N \le 2 \times 10^{19}$  см<sup>-3</sup>. С другой стороны, большая концентрация вакансий кислорода  $N > 10^{20}$  см<sup>-3</sup> разрушает сегнетоэлектрические свойства основанных на оксиде гафния пленок.

 $<sup>^{1}</sup>$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

 $<sup>^{</sup>rac{1}{3}}$  НИИМЭ, 124460, Зеленоград, улица Академика Валиева, 6/1

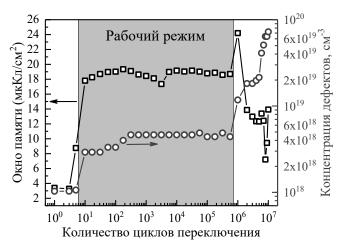
Таким образом, вопрос об оптимальных концентрациях дефектов основанных на оксиде гафния пленках является важным для создания прибора памяти FeRAM с оптимальными параметрами работы. Целью данной работы является выявление величин концентрации дефектов в тонких пленках  $HfO_2$ :La при которых сегнетоэлектрик имеет наибольшую остаточную поляризацию.

В данной работе исследовались структуры металл-сегнетоэлектрик-металл (TiN-HfO<sub>2</sub>:La-TiN). Серия образцов была получена методом атомно-слоевого осаждения на p-Si (100) подложке. Толщины пленок сегнетоэлектрика составили 10 нм.

Изменение значения остаточной поляризации происходит во время циклической серии записи/стирания — подачи положительного и отрицательного напряжения на структуру. На некоторых импульсах производились измерения методикой PUND для снятия вольт-амперных характеристик. Из результатов этих измерений были выделены токи утечки, смещения и переполяризации. Из токов утечки были получены значения концентрации дефектов, а из токов переполяризации — остаточной поляризации.

В результате работы были построены зависимости остаточной поляризации и концентраций ловушек от числа циклов переключения (Рис. 1). Показано, что при достижении определенного числа циклов происходит возрастание концентрации дефектов, и вместе с тем уменьшение величины остаточной поляризации. Был сделан вывод об оптимальной концентрации дефектов в пленках HfO<sub>2</sub>:La для использования в приборах памяти выполненных по технологии FeRAM.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №20-57-12003 ННИО\_а.



Puc.1. Зависимости остаточной поляризации и концентраций ловушек от числа циклов переключения структуры TiN-HfO<sub>2</sub>:La-TiN.

<sup>[1]</sup> T. S. Boscke et al., Appl. Phys. Lett., 99, 102903 (2011).

<sup>[2]</sup> U. Schroeder et al., Jpn. J. Appl. Phys., Part 1, 53, 08LE02 (2014).

<sup>[3]</sup> A. Pal et al., Appl. Phys. Lett., 110, 022903 (2017).

<sup>[4]</sup> D. R. Islamov et al., Acta Mater., 166, 47 (2019).

## Молекулярно-динамическое моделирование поверхности Si (100)-2×1

#### Игошкин А.М., Рогило Д.И.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Исследование процессов на поверхности кремния имеет первостепенное значение для всей полупроводниковой электроники. В частности, для формирования высококачественных кристаллов требуется детальное понимание зависимости структуры получаемых покрытий от внешних параметров. Это понимание в настоящее время невозможно без использования методов численного моделирования. В зависимости от требований конкретной задачи для данных целей применяются теория функционала плотности, метод молекулярной динамики, статистическое моделирование и различные феноменологические подходы. Среди этих подходов только метод молекулярной динамики позволяет непосредственно наблюдать процессы диффузии, реконструкции поверхности, осаждения части, различные фазовые превращения. Самый главный недостаток этой методики - межатомные взаимодействия в ней описываются с помощью эмпирических потенциалов, которые зачастую не обладают достаточной точностью для описания процессов на поверхности кремния. Поэтому чтобы быть уверенными в достоверности получаемых с ее помощью результатов, требуется провести ряд модельных расчетов на базе наиболее актуальных потенциалов для чистого кремния [1-3]. В частности, в работе были исследованы диффузия адатомов и димеров на поверхности Si (100)-2×1, а также – устойчивость реконструкции Si (100)-2×1 к воздействию температуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 19-72-30023).

- [1] G.P. Purja Pun et al., Phys. Rev B, 95, 224103 (2017).
- [2] T. Kumagai et al., Computational materials Science, 95, 457 (2007).
- [3] J. Tersoff, Phys. Rev B, 37, 6991 (1988).

## Мемристорный эффект структур Si/SiO<sub>x</sub>/Ni на основе термического SiO<sub>2</sub>, обработанного в ЭЦР плазме

#### **Исхакзай Р.М.Х.**<sup>1</sup>, Воронковский В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Одной из наиболее перспективных технологий, так называемой «универсальной» памяти на сегодняшний день является резистивная ReRAM память (мемристор). Принцип работы данного типа памяти основан на эффекте обратимого изменения проводимости диэлектрического слоя под действием электрических импульсов напряжения. Мемристор представляет собой МДМ структуру, в которой в качестве функционального слоя используются нестехиометрические оксидные диэлектрики.

Для приведения мемристора в рабочее состояние при первом «включении» МДМ структура подвергается мягкому электрическому пробою, т.н. «формовке». При формовке на мемристор подается импульс напряжения, который, как правило, в несколько раз превышает амплитуду переключающих импульсов мемристора. Сам процесс формовки становится затруднительным, когда мемристорная матрица памяти достигает гига- или терабитного масштаба. По этой причине в настоящее время основной проблемой создания информационно ёмких ReRAM является операция формовки. Ранее было показано, что операцию формовки можно сделать менее критичной за счёт понижения напряжения формовки до величин равных напряжениям переключения мемристора, если использовать нестехиометрические оксиды определённого состава [1]. Одной из возможностей управляемо вносить вакансии кислорода в оксидные слои является обработка их в водородной электрон-циклотронной плазме (ЭЦР). Этот метод был успешно опробован нами при восстановлении оксидов  $V_2O_5$  до оксидов  $VO_2$  [2].

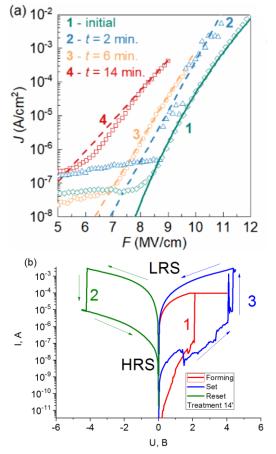


Рис.1. a — Транспорт заряда в пленках p++Si(100)/SiOx/Ni с различным временем экспозиции в ЭЦР плазме; b — BAX мемристора  $MД\Pi$  структуры p++Si(100)/SiOx/Ni.

В настоящей работе были проведены эксперименты по обработке пленок термического SiO<sub>2</sub> толщиной 20 нм в водородной ЭЦР плазме. Обработка проводилась в течение различного времени экспозиции в плазме: 2, 6, 14 минут для трёх различных образцов. Методом спектральной эллипсометрии были измерены оптические константы плёнок. Установлено, что показатель преломления плёнок увеличивается с 1.487 до 1.586 (при 1.96 эВ) с ростом времени обработки в плазме. Результаты измерений ВАХ р<sup>++</sup>Si(100)/SiO<sub>x</sub>/Ni структур показали увеличение их проводимости после обработки в ЭЦР плазме. Проводимость пленок после обработки описывается механизмом фонон-облегченного туннелирования (рис.1,а). По данным РФЭС было получено, что коэффициент х изменяется от 2, для необработанных пленок, до 1.85, для пленок с временем обработки 14 минут [3]. Кроме того, на структурах с временем экспозиции в плазме 6 и 14 минут наблюдался мемристорный эффект с соотношением токов в низкоомном и высокоомном состояниях в 3-4 порядка при напряжении 2 В (рис. 1,б).

Исследование выполнено при поддержке РНФ (проект №19-19-00286).

- [1] V.A. Voronkovskii et al., Mater. Res. Express 5 (2018) 016402.
- [2] Алиев В.Ш., Фундаментальные проблемы материаловедения, 8 (2008)11-14.
- [3] V.A. Voronkovskii et al., Journal of Non-Crystalline Solids, **546**, 15 October 2020, 120256.

# Моделирование и изучение резистивного переключателя на основе нанокристалла VO<sub>2</sub> с золотыми конусообразными контактами

**Капогузов К.Е.<sup>1,2</sup>**, Мутилин С.В.<sup>1</sup>, Принц В.Я.<sup>1</sup>

 $^{1}$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Диоксид ванадия (VO<sub>2</sub>) является интеллектуальным материалом с сильно коррелированными электронами, в котором имеет место резкий обратимый фазовый переход металл-изолятор. Такой фазовый переход влечет за собой резкое изменение основных физических характеристик материала. Так, например, электрическая проводимость меняется вплоть до пяти порядков по величине. Известно, что фазовый переход металл-изолятор в VO<sub>2</sub> может быть вызван различными внешними воздействий, такими как температура, электрическое поле, механические напряжения и пр. [1]. Ввиду своих уникальных физических свойств, VO<sub>2</sub> является одним из самых перспективных материалов для создания нейроморфных систем. В работе [2] показано, что нанокристалл VO<sub>2</sub> селективно синтезированный на вершине острой проводящей конусообразной иглы является основной частью энергоэффективного двухконтактного переключающего элемента по своим характеристикам сравнимого с биологическим нейроном. Энергоэффективность и долговечность такого элемента достигается за счет усиления электромагнитного поля и тока на вершине иглы внутри нанокристалла VO<sub>2</sub>. Под действием электрического поля в металлическую фазу переходит лишь небольшая область внутри кристалла - филамент с диаметром порядка радиуса кривизны кончика иглы. Для дальнейшего улучшения характеристик нанопереключателей на основе монокристаллов VO<sub>2</sub> с острыми контактами необходимо определить оптимальную геометрию контактов, их размер, форму и расположение в нанокристалле.

В данной работе рассмотрена модель резистивного переключающего элемента состоящего из наноразмерного кристалла VO<sub>2</sub> в форме куба и двух золотых омических контактов к нему. Были рассмотрены три разные конфигурации металлических контактов: а) один из контактов является плоским и примыкает ко всей грани кристалла, а в второй контакт это конусообразная игла, которая касается своим острием кристалла VO<sub>2</sub>; б) один из контактов плоский, а второй - игла, которая встроена в кристалл VO<sub>2</sub> на глубину 80 нм; в) две иглы с двух противоположных сторон встроены в кристалл VO<sub>2</sub>. Расстояние между контактами во всех случаях оставалось равным 300 нм. Выполнено численное моделирование распределения электрического поля, тока и температуры внутри кристалла при фазовом переходе под действием внешнего приложенного напряжения. Фазовый

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

переход при этом возникает при повышении температуры кристалла выше пороговой за счет джоулева нагрева. Во всех постановках задачи варьировался радиус кривизны иглы.

В результате моделирования для различных геометрий были получены картины распределения температуры, напряженности электрического поля и плотности тока в кристалле VO<sub>2</sub> в окрестности фазового перехода, которые дают наглядные представления о размерах возникающих филаментов для каждого случая. Также были получены значения токов, текущих через кристалл VO<sub>2</sub>, и пороговых значений напряженности электрического поля при которых происходит переключение сопротивления для разных радиусов кривизны кончика иглы. При увеличении радиуса кривизны протекающий через кристалл VO<sub>2</sub> ток изменяется в пределах от 1 мкА до 10 мкА. Была рассчитана необходимая для переключения сопротивления энергия и показано, что для геометрии встроенной и касающейся иглы эта энергия отличается в 2 раза. Также показано, что минимальная энергия затрачиваемая на переключение соответствует геометрии контактов с двумя острыми иглами. Полученные результаты моделирования качественно согласуются с экспериментальными данными [2]. Работа перспективна для дальнейших исследований нанокристаллов VO<sub>2</sub> и их применений в сенсорах, энергоэффективных резистивных переключателях и нейроморфных системах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-19-00694).

```
[1] Y. Ke, et.al., Small. 2018. №1802025.
```

<sup>[2]</sup> V.Ya. Prinz, et.al., Nanoscale, 12, 3443-3454, (2020)

### Радиационно-стимулированный рост эпитаксиальных пленок CaSi<sub>2</sub>

**Кацюба А.В.**<sup>1</sup>, Двуреченский А.В.<sup>1,2</sup>, Камаев Г.Н.<sup>1,2</sup>, Володин А.В.<sup>1,2</sup>

При исследовании роста пленок  $CaF_2$  на Si(111) методом молекулярно-лучевой эпитаксии в условиях одновременного облучения электронным пучком с энергией 20 кэВ с плотностью тока 50мкА/м² нами было обнаружено, что на границе подложки кремния и эпитаксиальной пленки  $CaF_2$  наблюдается радиационно-стимулированный рост пленки  $CaSi_2$  [1]. Возросший интерес к  $CaSi_2$ , среди многочисленных исследовательских групп, обусловлен возможность получать высококачественные эпитаксиальные пленки  $CaSi_2$  на кремниевых подложках, что позволяет на основе этого материала получать приборы совместимым с кремниевой технологией [2,3]. Практический интерес метода радиационно-стимулированного роста пленок  $CaSi_2$ , в отличии от стандартных, состоит в возможности формирования на пластине локальных пленок  $CaSi_2$  размер которых ограничивается только диаметром сфокусированного пучка электронов, а также контролировать толщину вплоть до монослоя путем изменением, как дозы облучения, так и толщины исходного слоя Si и жертвенного слоя  $CaF_2$ .

На Рис.1 представлено изображение образца на подложке Si(111) после эпитаксиального роста CaF<sub>2</sub>. Видна область (полоса) подвергшееся облучению. Исследование методом комбинационного рассеяния света (КРС) показало, что спектр (2) снятый в необлученной области на структуре CaF<sub>2</sub>/Si полностью повторяет спектр(1) от исходной подложки Si. Это свидетельствует, что пленка CaF<sub>2</sub> является полностью прозрачной и не вносит каких-либо изменений в исходный спектр от подложки. Существенные отличия имеет спектр (3), снятый в месте падения пучка электронов. Исследуя этот спектр, видно, что интенсивность пика от подложки Si при  $\sim$ 520 см<sup>-1</sup> слабее, чем на спектрах (1) и (2) (см. вставку на Рис.2). Это свиде-

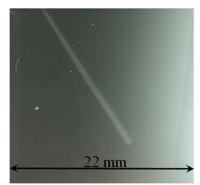


Рис.1. След от воздействия пучка быстрых электронов на поверхности СаF<sub>2</sub> Карта интенсивности сигнала КРС нанокристаллов CdSe.

тельствует о том, что в области облучения формируется поглощающая пленка. Так же на спектре (3) присутствуют пики в области  $\sim 346 \, \text{cm}^{-1}$ ,  $\sim 388 \, \text{cm}^{-1}$ ,  $\sim 418 \, \text{cm}^{-1}$ , которых нет на спектре исходной подложки Si и на спектре пленки CaF<sub>2</sub>. Положение этих пиков соответствует положению пиков на спектрах KPC снятых для объемного кристалла CaSi<sub>2</sub>, это свидетельствует, что в месте облучения электронным пучком происходит радиационно-стимулированный рост пленки CaSi<sub>2</sub>.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Облучение электронным пучком в процессе эпитаксиального роста CaF<sub>2</sub> на Si приводит к явлению радиолиза, т.е. диссоциации молекулы Са  $F_2$  на фтор и кальций. Фтор может легко десорбироваться с поверхности растущей пленки, а оставшийся на поверхности Са вступает в химическую связь с Si, за счёт термически активируемой совместной диффузии атомарного Са и Si из подложки. В результате происходит формирование слоёв CaSi<sub>2</sub>.

Кроме того, исследование методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) показали, что меняется морфология поверхности. На Рис.3 слева показана поверхность эпитаксиальной пленки CaF<sub>2</sub> выращенной на подложке Si(111), справа показано облучённая область. В месте облучения образовались

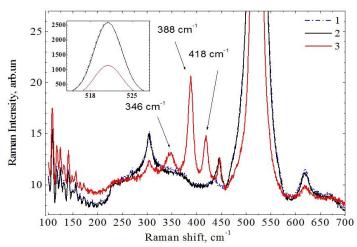


Рис.2. Спектры комбинационного рассеивания света: 1 – от подложки Si, 2 – от пленки  $CaF_2$  на подложке Si, 3- в месте падения электронного пучка.

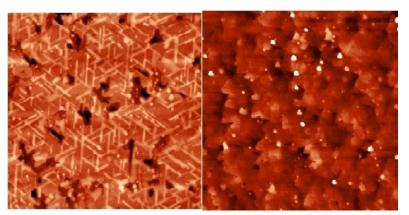


Рис.3. ACM-изображение поверхности пленки  $CaF_2$ (слева) и облученной области (справа)

нанопроволоки, лежащие в плоскости роста и ориентированные в направлениях типа [110]. Так же мы наблюдаем кратеры со средней глубиной 15-20 нм наличие которых может быть связано с накоплением фтора в виде пузырьков в процессе диссоциации молекул  $CaF_2$  и дальнейшем выходом фтора с образованием ямок в форме кратеров.

- [1] Aleksey V. Kacyuba et al., Materials Letters, 268 (2020).
- [2] J. Morar, M. Wittmer, Phys. Rev. B: Condens. Matter Mater. Phys. 37 (1988) 2618–2621.
- [3] R. Würz et al., Appl. Surf. Sci. 190 (2002) 437–440.

## МЛЭ рост слоев InAlAs на подложке InP (001) для приборов радиофотоники

**Колосовский** Д.А.<sup>1,2</sup>, Дмитриев Д.В.<sup>1</sup>, Торопов А.И.<sup>1</sup>, Гаврилова Т.А.<sup>1</sup>, Кожухов А.С.<sup>1</sup>, Журавлев К.С.<sup>1</sup>

 $^{1}$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Гетероэпитаксиальные структуры (ГЭС) InAlAs/InP согласованные по параметрам кристаллической решетки нашли свое применение в современных оптоэлектронных и СВЧ приборах используемых в новом научно-техническом направлении – радиофотоника [1-3]. При создании таких приборов необходимо учитывать кристаллическую структуру и морфологию поверхности ГЭС. В работе [4] показано, что дефекты кристаллической структуры в эпитаксиальной пленке влияют на параметры приборов. Для транзисторных структур большое количество дефектов ведет к большим токам утечки, а в случае фотодиодных и лазерных структур к большому уровню темнового тока [5]. На плотность дефектов в гетероэпитаксиальных структурах влияют условия роста. Однако, в литературе нет общего мнения по гетероэпитаксии InAlAs на InP. В работах [6,7] приводятся оптимальные условия роста по данным фотолюминесценции (ФЛ) и Холловской подвижности, однако не обсуждают кристаллическую структуру и морфологию поверхности эпитаксиальных слоев. Авторы работы [8] вместе с оптимальными условия роста приводят данные оптической микроскопии поверхности слоев InAlAs, но на всех приведенных изображениях наблюдаются микродефекты, плотность микродефектов составляет ~ 10<sup>4</sup> см<sup>-2</sup>. В настоящей работе приводятся условия роста ГЭС InAlAs/InP, при которых плотность структурных дефектов не превышает значения  $10^3 \ \text{cm}^{-2}$ .

Синтез ГЭС проводился методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на установке Riber Compact 21T на подложках InP (001) в диапазоне температур 500-560 °C, в потоке мышьяка, варьирующемся в диапазоне от  $10^{-6}$  до  $10^{-5}$  Торр. Отношение потока материалов третьей группы (In и Al) подбиралось для получения решеточно-согласованого, с подложкой InP, состава x = 0.52. Состав ГЭС Морфология контролировался методом ФЛ. поверхности характеризовалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Анализ структуры слоев проводился сканирующей кристаллической методом электронной микроскопии (СЭМ).

В работе показано, что наименьшая плотность дефектов наблюдается при температурах роста ( $T_g$ ) 500-510 °C и отношении потока мышьяка к потокам элементов третьей группы ( $F_V/F_{III}$ ) ~ 75. На СЭМ изображениях поперечного скола ГЭС наблюдаются дефекты упаковки [9], берущие свое начало на гетерогранице слой/подложка и распространяющиеся по плоскостям {111} до

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

поверхности эпитаксиальной пленки. Согласно модели, предложенной в работе [9], причиной образования дефекта упаковки является слой InAs, возникший в процессе высокотемпературного отжига подложки в потоке мышьяка. Действительно, по данным СЭМ в режиме энергодисперсионной спектроскопии и дифракции быстрых электронов в процессе отжига происходит десорбция атомов фосфора и замещение их атомами мышьяка с образованием слоев InPAs [10] и областей InAs. Постоянная кристаллической решетки InAs составляет 6.0583 Å, а у In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As и InP 5.8687 Å. Решеточное рассогласование, возникающее на начальных этапах роста, приводит к расстягивающей деформации слоев InAlAs на начальных этапах роста и образованию дефекта упаковки. Известно, что добавление тонкого буферного слоя помогает снизить плотность дефектов, берущих свое начало на гетерогранице слой/подложка [11]. Поэтому были использованы буферные сверхрешетки InAlAs/InGaAs, что привело к снижению плотности дефектов на 1-2 порядка. На АСМ картинах слоев, выращенных при Tg = 500 - 510 °C,  $F_V/F_{III} \sim 75$  и с использование буферных сверхрешеток, видны моноатомные ступени, среднеквадратичное значение шероховатости не превышает 0.6 нм. Плотность структурных дефектов не превышает значения  $10^3$  см<sup>-2</sup> на всей поверхности ГЭС.

Используя разработанную технологию эпитаксиального роста, были получены ГЭС для СВЧ фотодиодов и электро-оптических модуляторов Маха—Цендера.

- [1] D.-H. Kim et al., IEEE Trans. Electron Dev., 57, 1504 (2010).
- [2] D.-H. Kim et al., IEEE Trans. Electron Dev., 31, 806 (2010).
- [3] P. Gutowski et al., Journal of Crystal Growth, 466, 22 (2017).
- [4] I.B. Chistokhin et al., Materials Science in Semiconductor Processing, 74, 193 (2018).
- [5] G. Karve et al., IEEE Journal of Quantum Electronics, 39, 1281 (2003).
- [6] W.Y. Choi et al., J. Vac. Sci. Tech. B., 12, 1013 (1994).
- [7] G.J. Davies et al., J. Vac. Sci. Tech. B., 2, 223 (1984).
- [8] P. Gutowski et al., Materials, 12, 1621 (2019).
- [9] F. Peiro et al., Materials Science and Technology, 13, 957 (1997).
- [10] D.V. Dmitriev et al., 21st International Conference of Young Specialists on Micro/Nanotechnologies and Electron Devices, 5 (2020).
- [11] J. Arbiol et al., Thin Solid Films, 357,61 (1999).

#### Рост наноструктур по механизму Фольмера-Вебера

Коханенко А.П., Лозовой К.А., Дирко В.В., Войцеховский А.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, пр. Ленина, 36

Особый интерес представляет рост наноструктур в режиме Фольмера—Вебера. Именно в этом режиме были получены наноостровки с рекордно высокой плотностью до  $10^{12}$ — $10^{13}$  см<sup>-2</sup> и размерами меньше 10 нм [1, 2]. Однако до сих пор закономерности формирования и последующего роста наноостровков по механизму Фольмера—Вебера исследованы слабо.

В настоящей работе описаны основные особенности эпитаксиального зарождения и роста квантовых точек германия на оксидированной поверхности кремния. На этой поверхности реализуется механизм роста, принципиально отличный от случая чистой поверхности кремния, — по Фольмеру—Веберу, без образования смачивающего слоя [3].

Построена кинетическая модель зарождения и роста трехмерных островков по механизму Фольмера—Вебера, основанная на общей теории нуклеации Зельдовича. Рассматриваются островки в форме шарового сегмента, так как именно такая форма наблюдается экспериментально. Выражение для изменения свободной энергии при нуклеации островка учитывает три конкурирующие между собой фактора, влияющие на формирование островка: изменение поверхностной энергии, релаксацию упругих напряжений и уменьшение притяжения атомов к подложке. Немонотонный характер поведения функции свободной энергии объясняется первоначальным увеличением поверхностной энергии границы островка и последующим уменьшением в энергии упругих напряжений [4].

В работе рассчитаны равновесная и критическая толщина двумерного смачивающего слоя, при которой наблюдается переход от двумерного к островковому росту. Получены временные зависимости скорости зарождения и поверхностной плотности островков для технологически важных температур и скоростей роста. Определена временная эволюция функции распределения островков по размерам для различных условий синтеза. Приводятся зависимости среднего размера и поверхностной плотности квантовых точек германия на окисленной поверхности кремния от температуры и скорости роста. Как и для случая роста германиевых островков на чистой поверхности кремния, средний размер нанокластеров на поверхности оксида кремния уменьшается с ростом скорости осаждения и уменьшением температуры.

Разработанная модель позволяет оценить не только равновесные параметры системы квантовых точек (их средний размер и поверхностную плотность), но и

принципиально неравновесные, такие как скорость зарождения островков, функцию распределения островков по размерам и ее эволюцию во времени. Предложенная теоретическая модель может быть легко перенесена и на другие материальные системы, в которых реализуется рост островков по механизму Фольмера—Вебера.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания № 0721-2020-0048.

- [1] А.И. Никифоров и др., ФТТ, **46**, 80 (2004).
- [2] A.A. Shklyaev et al., Physics Uspekhi, **51**, 133 (2008).
- [3] J.E. Prieto et al., Surf. Sci., 664, 172 (2017).
- [4] K. A. Lozovoy et al., Crystal Growth Des., 19, 7015 (2019).

## Исследование электрофизических свойств границы раздела CdHgTe и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выращенного при разных температурах

**Краснова И.А.**<sup>1</sup>, Горшков Д.В.<sup>2</sup>, Сидоров Г.Ю.<sup>2</sup>, Марин Д.В.<sup>2</sup>, Сабинина И.В.<sup>2</sup>

При изготовлении фотоприемников инфракрасной области спектра перспективным материалом является твердый раствор кадмий-ртуть-теллур (КРТ) [1]. Для данного материала хорошим пассивирующим покрытием является оксид алюминия ( $Al_2O_3$ ), выращенный методом плазмено-индуцированного атомнослоевого осаждения (ПАСО) [2-3]. Но при нанесении  $Al_2O_3$  на КРТ возникают сложности при выборе температуры роста. С одной стороны, при нагревании КРТ в вакууме до температуры выше  $80^{\circ}$ С, с поверхности КРТ испаряется ртуть [4], что приводит к изменению состава приповерхностного слоя и нарушению его структуры. С другой стороны, для изготовления диэлектрической пленки наилучшего качества желательно производить рост  $Al_2O_3$  при температуре 200- $300^{\circ}$ C [5]. Ранее в литературе исследовались параметры пассивирующего покрытия  $Al_2O_3$  [2-3, 6], однако эти работы были выполнены только с диэлектриком выращенном при температуре  $120^{\circ}$ C. Таким образом, целью данной работы является изучение свойств пассивирующего покрытия  $Al_2O_3$ , выращенного при различных температурах роста на КРТ.

Эксперименты проводились на образцах КРТ с составом x=0.22, отоженные в p-тип с концентрацией дырок  $9.6\cdot10^{15}$ см<sup>-3</sup>. Оксид алюминия наносился методом ПАСО, в качестве прекурсора использовался триметилалюминий (ТМА). Температуры роста составляли 80, 120, 160 и  $200^{\circ}$ С. Затем на диэлектрик наносился металлический контакт методом термического испарения. В результате этого получались МДП структуры, на которых измерялись вольт-фарадные характеристики (ВФХ) при температуре жидкого азота  $77^{\circ}$ К. Из измеренных характеристик находились: отношение диэлектрической постоянной  $Al_2O_3$  к его толщине, концентрация акцепторов, напряжение плоских зон, плотность фиксированного встроенного заряда, число медленных состояний.

Из значения ёмкости в области отрицательных напряжений было рассчитано отношение диэлектрической постоянной  $Al_2O_3$  к его толщине, равное (1.68  $\pm$  0.04)·10<sup>6</sup>, (1.79  $\pm$  0.02)·10<sup>6</sup>, (2.08  $\pm$  0.02)·10<sup>6</sup> и (2.05  $\pm$  0.01)·10<sup>6</sup> см<sup>-1</sup> для температур роста 80, 120, 160 и 200°С, соответственно. Измеренные ВФХ отличаются в области минимума. Известно, что величина минимума ВФХ определяется концентрацией примесей, в нашем случае акцепторов. Была оценена концентрация

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

акцепторов, равная  $(8.3\pm0.2)\cdot10^{15}$ ,  $(8.8\pm0.2)\cdot10^{15}$ ,  $(8.5\pm0.1)\cdot10^{15}$  и  $(1.7\pm0.1)\cdot10^{16}$ см<sup>-3</sup> для температур роста 80, 120, 160 и 200°С, соответственно. Из результатов оценки видно, что с увеличением температуры концентрация акцепторов слабо меняется до температуры роста диэлектрического покрытия 160°C и близка к концентрации акцепторов измеренной после роста КРТ на всей пластине Si. И наибольшее значение достигается при температуре роста Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 200°C. Предположительно увеличение концентрации акцепторов происходит из-за того, что при увеличении температуры роста диэлектрического покрытия с поверхности КРТ испаряется ртуть и образуются вакансии ртути в приповерхностной области, а вакансия ртути является акцептором в твердом растворе кадмий-ртуть-теллур. Кроме того, ВФХ отличаются в минимуме по шкале напряжений. Значит, на всех образцах присутствует смещение положения плоских зон, свидетельствующее о наличии в диэлектрике фиксированного встроенного заряда. По смещению напряжения плоских зон, были оценены значения встроенного заряда, равные  $(3.3\pm0.1)\cdot10^{12}, (1.9\pm0.1)\cdot10^{12}, (2.2\pm0.1)\cdot10^{12}$  и  $(1.7\pm0.1)\cdot10^{12}$  число зарядов  $\cdot$  см $^-$ <sup>2</sup> для температур роста 80, 120, 160 и 200°С, соответственно. Значение встроенного заряда в диэлектрике ведет себя не монотонно с ростом температуры нанесения  $Al_2O_3$ , но наблюдается тренд на уменьшение. Наибольшее значение заряда в диэлектрике достигается при температуре роста 80°C. Это свидетельствует о возможных токах утечки, а также может приводить к увеличению значения 1/f шума. Кроме этого известно, что при температуре роста Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 80°C диэлектрик неоднороден. Это связано с тем, что при увеличении температуры роста количество примесей водорода и углерода в пленки уменьшается. Также было рассчитано число медленных состояний в переходном слое для МДП структур с диэлектриком, выращенном при различных температурах роста. Результаты расчета показали, что число медленных состояний в переходном слое увеличивается с увеличением температуры с возможным выходом на насыщение.

Установлено, что оптимальное значение температуры роста оксида алюминия на КРТ лежит в диапазоне 120-160°C.

- [1] Рогальский А., Инфракрасные детекторы: пер. с англ./под ред. А.В. Войце-ховского, Наука (2003).
- [2] Kovchavtsev A. P. and etc., Journal of Applied Physics, 121, 125304 (2017).
- [3] VoitsekhovskiiA. V., NesmelovS. N., and DzyadukhS. M., Russian Physics Journal, 58 (4), 540 (2015).
- [4] ZakirovE. R. and etc., Semicond. Sci. Technol, 34, 065007(2019).
- [5] van Hemmen J. L. and etc., Journal of The Electrochemical Society, 154 (7), G165 (2007).
- [6] Войцеховский А. В.и др. Прикладная физика, 5, 22 (2016).

### Механизмы формирования квантовых точек GaN в матрице AlN методом аммиачной МЛЭ

**Майдэбура Я.Е.**<sup>1,2</sup>, Малин Т.В.<sup>1</sup>, Милахин Д.С.<sup>1</sup>, Мансуров В.Г.<sup>1</sup>, Галицын Ю.Г.<sup>1</sup>, Журавлев К.С.<sup>1,3</sup>

Квантовые точки (КТ) GaN, сформированные в матрице более широкозонного AlN, могут служить источниками одиночных фотонов при комнатной температуре, использоваться для создания светоизлучающих диодов и лазерных ди-

одов ультрафиолетового и видимого диапазонов, а так же в качестве активной области для быстродействующих инфракрасных фотоприемников. Применение КТ в той или иной области определяется основными параметрами КТ, такими как плотность, размер и дисперсия размеров. Следовательно, контроль над параметрами КТ является важной технологической задачей. Для решения этой задачи первостепенным является определение механизмов формирования КТ GaN.

В 1999 Дамилано и др. было по-



Puc.1. ACM изображение 1.8×1.8 мкм слоя GaN толщиной 5 нм

казано [1], что при аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), остановка роста и отключение потока аммиака приводит к преобразованию 2D слоя GaN в 3D островки. Данный эффект прерывания аммиака при остановке роста исследовался в ряде работ, обзор которых дан в статье [2]. Авторы работы [2] предлагают несколько механизмов 2D-3D перехода, а именно, прыжковый механизм пары Ga-N, краевая диффузия малых островков GaN, а так же механизм

низм пары Ga-N, краевая диффузия малых островков GaN, а так же механизм испарения и конденсации. Таким образом, на данный момент достоверно механизмы формирования КТ определены не были.

Для исследования механизмов были проведены эксперименты по формированию КТ при непрерывном изменении температуры в аммиаке. Образцы выращивались с помощью установки аммиачной МЛЭ СВЕ-32 фирмы Riber на подложках из сапфира. Переход 2D-3D исследовался *in situ* методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Получение всей эволюции дифракционной картины и последующий анализ поведения дифракционных пятен проводился с помощью системы kSA 400 на основе ПЗС. Подтверждением 2D-3D

 $<sup>^{1}</sup>$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> НГТУ, 630073, Новосибирск, пр-т К. Маркса, 20

<sup>3</sup> НГУ, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

перехода является изменение отражательной дифракции, характерной для 2D слоя, на трансмиссионную дифракцию присущую 3D нано-объектам. В результате были получены кинетические кривые при фиксированном значении потока аммиака 15 sccm и 30 sccm, и последовательном изменение температуры в диапазонах 775 $\leftrightarrow$ 840 °C и 775 $\leftrightarrow$ 850 °C со скоростью 9.2 °C/мин и 6.3 °C/мин, соответственно. По мере увеличения температуры интенсивность 3D пятна увеличивается, достигая максимума при  $T_{\rm крит}$ . Дальнейшее увеличение и последующее снижение температуры сопровождается сначала спадом, а потом ростом и выходом на насыщение интенсивности 3D пятна. Так же в работе была изучена морфология 2D слоя GaN толщиной 5 нм, ACM изображение которого приведено на рис.1.

<sup>[1]</sup> B. Damilano, N. Grandjean, F. Semond, J. Massies, and M. Leroux, Appl. Phys. Lett. 75, 962 (1999).

<sup>[2]</sup> B. Damilano, J. Brault, and J. Massies, J. Appl. Phys. 118, 024304.

## Характеристики фазового перехода в пленках VO<sub>2</sub> синтезированных на плоских и наноструктурированных подложках

**Манцуров Н.Д.**<sup>1,3</sup>, Мутилин С.В.<sup>1</sup>, Принц В.Я.<sup>1</sup>, Яковкина Л.В.<sup>2</sup>

Диоксид ванадия ( $VO_2$ ) — это материал с сильно коррелированными электронами и обладающий новыми функциональными свойствами, перспективными для пост-кремниевой электроники. Под действием внешних факторов, таких как температура, давление, приложенный электрический ток или напряжение, оптическая накачка,  $VO_2$  испытывает резкий обратимый фазовый переход полупроводник-металл, который происходит при температуре, близкой к комнатной ( $\sim 68^{\circ}$ C) [1]. Это изменение сопровождается трансформацией кристаллической решетки от моноклинной к тетрагональной структуре. Во время этого перехода происходит резкое изменение электрических, магнитных и оптических свойств. Такой ярко выраженный фазовый переход открывает перспективы для применения  $VO_2$  в ряде новых устройств микро/нано электроники, например, в резистивных элементах памяти, нейроморфных системах, тепловых переключателях, оптических ограничителях, перестраиваемых метаматериаллах, ультра-быстрых оптических переключателях.

Несмотря на успехи последних лет в изучении структур на основе VO<sub>2</sub>, синтез пленок с идеальными характеристиками фазового перехода по-прежнему представляет собой серьезную проблему из-за наличия в системе V-О многих оксидных форм и различных полиморфов. В системе, V-О кроме VO<sub>2</sub>, могут присутствовать пятнадцать других оксидных фаз. Более того, существует около десяти кристаллических форм VO<sub>2</sub>. Среди этих форм только оксид ванадия с моноклинной структурой (VO<sub>2</sub> (M)) демонстрирует фазовый переход. Температура фазового перехода, ширина и амплитуда гистерезиса зависят от микроструктуры пленки, отклонения стехиометрии, наличия и концентрации примесей и собственных дефектов, а также от типа подложки. На сегодняшний день опубликовано огромное количество исследований по синтезу пленок VO<sub>2</sub> на плоских подложках и несколько работ по синтезу на наноструктурированных подложках [2, 3]. Тем не менее, пока данные о структурных и фазовых особенностях таких пленок, и влиянии их на физические характеристики, остаются противоречивыми и требуют дальнейшего изучения.

В данной работе обсуждаются электрические характеристики фазового перехода в поликристаллических пленках  $VO_2$  синтезированных на плоских и наноструктурированных подложках SiO2/Si при разной температуре (от 400 до

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> ИНХ СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 3

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> НГТУ РЭФ, 630073, Новосибирск, Карла Маркса проспект, 20 к4

 $600\ ^{\circ}$ С). Пленки VO<sub>2</sub> были выращены с помощью газофазного осаждения с использованием прекурсора ванадил ацетилацетоната [4]. Показано, что при оптимальных температурах синтеза наблюдается наибольшая величина скачка проводимости (больше  $10^3$  раз) во время фазового перехода. Это соответствует наличию только одной М-фазы VO<sub>2</sub> в пленках. Синтез пленок на структурированной в виде нано-канавок поверхности подложек приводит к анизотропии свойств фазового перехода. Величина скачка проводимости при фазовом переходе вдоль канавок примерно в 1.5 раз больше, чем поперек канавок. Результаты работы показывают важность учета не только параметров синтеза пленок, но и наноструктуры поверхности подложек, это может быть использовано при создании, например, умных метаматериалов, нейроморфных систем, тепловых переключателях и пр.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (про-ект N 18-19-00694).

- [1] Y. Ke. et.al., Small, 14(39), 1802025, (2018).
- [2] V.Ya. Prinz, et.al., Nanoscale, 12, 3443-3454, (2020)
- [3] S.V. Mutilin, et.al., Appl. Phys. Lett., 113, 043010, (2018)
- [4] L.V. Yakovkina, et.al., J Mater Sci 52 (7), 4061, (2017).

# Исследование оптических свойств гетероструктур InGaAlAs/InAlAs на подложке фосфида индия для электрооптического модулятора на основе эффекта Штарка

**Назаров Н.А.**<sup>1,2</sup>, Гуляев Д.В.<sup>1</sup>, Дмитриев Д.В.<sup>1</sup>, Журавлев К.С.<sup>1</sup>

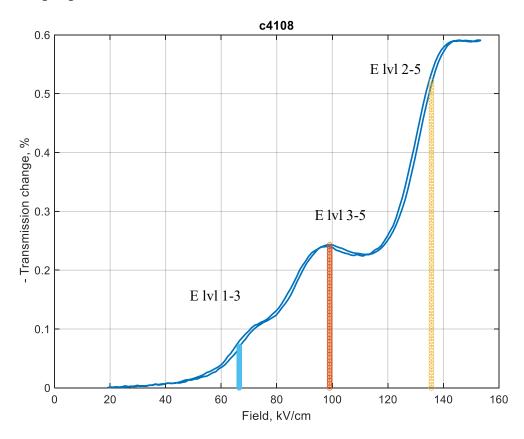
<sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13 <sup>2</sup>Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

В последние годы в мире сформировалось новое научно-техническое направление, получившее название «радиофотоника» (microwave photonics). Любая радиофотонная схема предусматривает модуляцию светового сигнала на длине волны 1.55 мкм, которой соответствует минимальное затухание света в оптоволокне. Одним из основных элеметров радиофтонной схемы является электрооптический модулятор (ЭОМ), позволяющий модулировать световую волну. В среднем, из-за большей величины электрооптического эффекта (ЭОЭ) модуляторы на основе квантово-размерного эффекта Штарка работают с гораздо меньшими управляющими напряжениями по сравнению с ЭОМ на ниобате лития и кремнии. При этом, единственным модулятором, позволяющим эффективно достичь частотного диапазона в 100 ГГц, необходимого для перспективных когерентных систем передачи данных, является интегрально-оптический модулятор на гетероструктурах (ГЭС) на фосфид индиевой платформе [1]. Альтернативные модуляторы на основе полимерных материалов, работающие на такой же частоте, не обладают требуемой температурной и временной стабильностью. Для фосфид индиевой материальной платформы модулятор на основе эффекта Штарка на длину волны 1.55 мкм может быть выполнен на основе InGaAlAs/InAlAs.

В квантово-размерном эффекте Штарка при приложении электрического поля происходит смещение уровней размерного квантования и волновых функций электронов и дырок. Это приводит к появлению диполя и изменению поляризуемости среды, состоящей из множественных квантовых ям (МКЯ). В результате происходит изменение диэлектрической проницаемости среды и, следовательно, ее показателя преломления, что дает возможность ее использования в качестве основы для создания амплитудно-фазовых ЭОМ.

В работе были исследованы тестовые pin образцы, содержащие нелегированные InGaAlAs/InAlAs МКЯ. Были исследованы обазцы состава слоев 2x6 и 2x8. Толщина слоев МКЯ в различных образцах варьировалась в пределах от 11 до 20 нм. Для определения величины электрооптического эффекта проведено измерение зависимостей изменения коэффициентов пропускания и отражения образцов от напряжения электрического поля на

рабочей длине модулятора 1.55 мкм. На рисунке представлена типичная зависимоть изменения коэффициента прохождения светового пока через гетероструктуру от электрического поля. Как можно увидеть из рисунка зависимость сильно неленейная, на кривой наблюдается ряд резонансных пиков. Проведен расчет энергетической структуры, выполненный в приближении показавщий качественное эффективной массы, совпадение резонансных пиков на кривой и резонансных переходов между уровнями соседних квантовых ям в электрическом поле (отмечены на вертикальными линиями). Такое совпадение напрямую указывает на природу поведения наблюдаемой зависимости к/та пропускания электрического поля, вызванного изменением коэфициента оптического поглощения из-за появления непрямых оптических переходов между уровнями соседних квантовых ям [2]. Установлено, что данный эфект определяет ЭОЭ в InGaAlAs/InAlAs МКЯ на фосфид индиевой подложке даже при толщине барьера InAlAs барьера более 10 нм.



[1] P. W. Juodawlkis, F. J. O'Donnell, R. J. Bailey, J. J. Plant, K. G. Ray, D. C. Oakley, A. Napoleone, M. R. Watts, and G. E. Betts. // Proceedings of SPIE **5435**, 0277 (2004);

[2] G. D. Boyd, D. A. B. Miller, D. S. Chemla, S. L. McCall, A. C. Gossard, and J. H. English, Appl. Phys. Lett. **50**, 1119 (1987);

### Влияние материала подложки на подвижность носителей заряда в пленках CVD мультиграфена

Небогатикова Н.А., Антонова И.В.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

В последние годы наблюдается интереса не только к графену, но и другим двумерным 2D-материалам. Создание и исследование структур на основе слоев различных материалов является перспективным как с точки зрения фундаментальной науки, так и с точки зрения различных приложений. Опыт работы с пленками графена показал, что их электрические характеристики могут крайне чувствительны к различным факторам – структурным дефектам либо материалу подложки. В данной работе мы создали набор гетероструктур на основе слоев мультиграфена и родственных ему 2D-материалов (частично фторированный графен, оксид графена и вертикально ориентированные слои гексагонального нитрида бора h-BN) и исследовали их электрические свойства (слоевое сопротивление, тип легирования и подвижность носителей заряда). Все пленки продемонстрировали р-тип легирования. Подвижность носителей заряда была независимо оценена на основании измерений Холла и из транзисторных характеристик. Наибольшая подвижность носителей заряда (~850-900 см²/В\*с) наблюдалась для пленок мультиграфена, перенесенных на пленки фторографена. Величина слоевого сопротивления составляла для этих образцов была близка к слоевому сопротивлению пленок мультиграфена, перенесенных на напечатанные слои оксида графена и составляла ~1-3 кОм/кв. При этом характерная величина подвижности носителей заряда для структур «графен/оксид графена/SiO<sub>2</sub>/Si» составляла ~100 см²/В\*с. Для пленок мультиграфена, перенесенных на подложки окисленного кремния SiO<sub>2</sub>/Si и не подвергнутых дополнительному отжигу, и для пленок, перенесенных на пленки из вертикальных слоев h-BN, величина подвижности носителей заряда была несколько меньше и составляла  $\sim$ 20-70 см $^2$ /B\*c, а слоевое сопротивление находилось в диапазоне от  $\sim\!6$  до  $\sim\!20$  кОм/кв. Подобное влияние подложек можно объяснить различной величиной встроенного в пленки заряда, а также влиянием механических напряжений, присутствующих в исследуемых пленках.

Созданные структуры были подвергнуты облучению малой дозой ( $\sim$ 5 х  $10^{10}$  ионов/см<sup>2</sup>) ионов ксенона Хе высоких энергий (167 МэВ). Электрические характеристики пленок на поверхности фторографена, оксида графена и h-BN практически не изменились по сравнению с исходными значениями до облучения, а для пленок на поверхности  $SiO_2$  значения для подвижности выросли до  $\sim$ 700-900 см<sup>2</sup>/В\*с. По-видимому, в результате локального выделения тепла в процессе облучения для пленок произошел локальный отжиг, способствующий уменьшению числа рассеивающих дефектов в структуре пленок.

В будущем планируется проведение экспериментов по облучению пленок

большими дозами и комплексное исследование структурных и электрических свойств. Также следует отметить, что исследованные структуры были созданы на твердых подложках, но часть диэлектрических пленок может быть нанесена на гибкие подложки. Результаты, полученные в работе, могут представлять интерес при создании устройств для гибкой и печатной электроники.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ 19-72-10046.

# Расчёт концентраций дефектов и установление элементного состава центров фотолюминесценции в видимом диапазоне в сильнолегированных слоях AlGaN:Si

**Осинных И.В.<sup>1,2</sup>**, Александров И.А.<sup>1</sup>, Журавлёв К.С.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Нитриды металлов III группы являются прямозонными полупроводниками, перспективными для изготовления светоизлучающих приборов видимой и ультрафиолетовой области спектра. Формирование эпитаксиальных слоев GaN птипа проводимости с использованием кремния (Si) в качестве донора не вызывает трудностей, концентрация электронов может быть управляемо повышена до  $10^{20}~{\rm cm}^{-3}$ . Однако при легировании  $Al_xGa_{1-x}N$  происходит самокомпенсация кремния из-за образования катионных вакансий ( $V_{\rm Al}$  и  $V_{\rm Ga}$ ) и их комплексов, также при этом происходит появление интенсивной широкополосной люминесценции в видимом спектральном диапазоне, которая наблюдалась в эпитаксиальных слоях  $Al_xGa_{1-x}N$  с массовой долей Al>0.6 при сильном легировании кремнием [1]. Целью данной работы было установление элементного состава центров данной люминесценции.

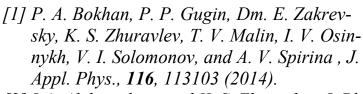
Концентрации дефектов в AlN с уровнем легирования Si  $1.5\times10^{20}$  см<sup>-3</sup>. рассчитывались в модели термодинамического равновесия. Энергии образования дефектов были рассчитаны с использованием теории функционала плотности (DFT) с гибридным функционалом HSE в программном пакете Quantum ESPRESSO. Подробности расчета энергий формирования описаны в [2]. Типы дефектов, включенные в расчет концентраций дефектов: собственные дефекты в AlN, C, O и Si-содержащие дефекты и комплексы. Химический потенциал Al ( $\mu_{Al}$ ) был рассчитан исходя из парциального давления потока Al ( $\rho$ ) в процессе роста по стандартной формуле:

$$\mu_{Al} = E_{Al} + kT \ln \frac{pV_Q}{kT} \tag{1}$$

где  $E_{Al}$  энергия Al атома из расчетов DFT, k постоянная Больцмана, T температура роста и  $V_Q = \left(h^2 / 2\pi m kT\right)^{3/2}$ . Химические потенциалы C, O, Si были подобраны таким образом, чтобы суммарные концентрации этих элементов соответствовали данным BИМС [3]. Большинство атомов Si образует комплексы  $V_{Al}$ - $3Si_{Al}$ , концентрация этих дефектов около  $5\times10^{19}$  см<sup>-3</sup> на порядок выше концентрации доноров  $Si_{Al}$ , которая около  $2\times10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Согласно расчетам, положение максимума

 $<sup>^2</sup>$  Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

люминесценции для переходов через уровни  $V_{Al}$ - $3Si_{Al}$  должно быть примерно 3,56 эВ, что выше наблюдаемого положения максимума ФЛ 3,0 эВ. Другие комплексы  $V_{Al}$ - $1Si_{Al}$  и  $V_{Al}$ - $2Si_{Al}$  должны иметь положения максимума люминесценции, близкие к 3,0 эВ, но концентрация  $V_{Al}$ - $1Si_{Al}$  около  $2\times10^{17}$  см<sup>-3</sup>, что намного ниже, чем концентрация  $V_{Al}$ - $2Si_{Al}$  около  $9\times10^{17}$  см<sup>-3</sup>. Следовательно,  $V_{Al}$ - $2Si_{Al}$  является наиболее вероятным кандидатом на роль акцептора.



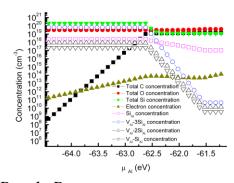


Рис. 1. Расчетные зависимости полных концентраций Si, O, C, электронов и комплексов  $V_{Al}$ - $nSi_{Al}$  от химического потенциала Al.

- [2] I.A. Aleksandrov, and K. S. Zhuravlev, J. Phys.: Condens. Matter, 32, 435501 (2020).
- [3] I.V. Osinnykh, T. V. Malin, V. F. Plyusnin, K. S. Zhuravlev, B. Ya. Ber and D. Yu. Kazantsev, J. Phys.: Conf. Ser., 816, 012002 (2017).

## Перераспределение атомных ступеней на поверхности Si(111) при структурных переходах, индуцированных адсорбцией и десорбцией Sn

Петров А.С., Рогило Д.И.

ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Олово (Sn) применяется для создания твёрдых растворов на основе кремния (Si) и германия (Ge) [1], при формировании барьера Шоттки на поверхности Si(111) [2], а также как сурфактант [3] при росте на поверхности Si(111). В процессе роста многослойных структур на поверхности Sn/Si(111) важной является задача по контролю за морфологией и структурой ростовой поверхности, особенно при температурах  $300-700^{\circ}$ С, являющихся типичными для роста плёнок Ge на поверхности Si [3,4]. Для проведения *in situ* исследований на поверхности непосредственно в процессе роста и сублимации, подходящим является метод сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии (CBB OЭМ). С использованием *in situ* CBB ОЭМ ранее [5,6] визуализированы структурные переходы  $(7 \times 7) \Rightarrow (\sqrt{3} \times \sqrt{3})$ -Sn и  $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})$ -Sn  $\Leftrightarrow$  "1×1"-Sn на поверхности Si(111), индуцированные адсорбцией и десорбцией Sn, и показано наличие положительного эффективного заряда у адатомов Sn.

В данной работе методом *in situ* CBB ОЭМ изучены изменения морфологии эшелонированной поверхности Si(111)-(7×7) с террасами шириной до 10 мкм при осаждении до 1,5 MC Sn (1 MC =  $7.8 \times 10^{14}$  см<sup>-2</sup>) и температурах подложки до 850°С. Измерены температурные зависимости величины покрытий Sn, требуемого для формирования структур ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-Sn и "1×1"-Sn, а также скорости десорбции Sn в условиях нагрева постоянным или переменным электрическим током. С увеличением температуры (T > 650°С) наблюдался сдвиг атомных ступеней в направлении вышележащих террас с одновременным уменьшением покрытия Sn, требуемого для формирования структуры ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ ). Данные факты указывают на то, что атомы Si, вышедшие из ступеней при их сдвиге, участвуют в сверхструктурном переходе ( $7 \times 7$ )  $\Rightarrow$  ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-Sn, и сформировавшаяся поверхностная структура является мозаичной фазой ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ ) [7], состоящей из атомов Sn и Si.

При T > 750°C становится существенной десорбция Sn с поверхности Si(111)-( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-Sn, что выражается в увеличении количества осаждённого Sn до полного покрытия поверхности фазой "1×1"-Sn. Получена оценка энергии десорбции адатома Sn с поверхности Si(111)-( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-Sn — 1,3 ± 0,2 эВ. Обнаружено, что атомная ступень является эффективным барьером на пути дрейфа доменов фазы "1×1"-Sn в направлении вышележащих террас под действием электрического поля. На основе скорости уменьшения площади домена "1×1"-Sn вблизи восходящей ступени при T = 500°C определена дрейфовая часть потока

атомов Sn через единицу длины ступени, и в результате получена оценка величины эффективного заряда адатома Sn на поверхности Si(111)-( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-Sn —  $0.01 \times e$  (где e — элементарный заряд).

Анализ in situ OЭМ изображений показал, что индуцированные адсорбцией и десорбцией Sn структурные переходы приводят к изменению морфологии изначистой поверхности чально Si(111). Наиболее ярко данные изменения проявляпри повышенных температурах  $(T \ge 800$ °C): осаждение 1,1 MC Sn (Рис.1, а-б) и последующая десорбция до 0,33 МС (Рис.1, в-д) приводит к последовательному уменьшению ширины эшелонов в связи с кластерированием ступеней внутри эшелонов. Кроме того, ступени 1-3 на Рис.1 смещаются в сторону вышележащего эшелона, тогда как ступень 4 — в сторону нижележащего; в итоге, после структурного "1×1"перехода  $Sn \Rightarrow (\sqrt{3} \times \sqrt{3}) - Sn$ на рассматриваемом участке поверхности остаётся только ступень 3. Данный факт указывает на повышенный массоперенос адатомов Si, индуцированный присутствием на поверхности Sn. Подобный повышенный массоперенос на поверхности Si(111) также наблюдается при структурных переходах, индуцированных осаждением Аи и Са [8,9].

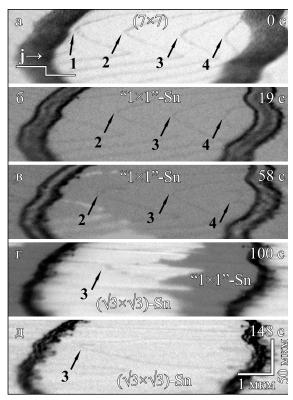


Рис.1. In situ CBB ОЭМ изображения (а) чистой поверхности Si(111)- $(7\times7)$ , (б) после осаждения 1,1 MC Sn, (в-д) в процессе десорбции до 0,33 MC в условиях электромиграции при  $T=800^{\circ}$ С. Чёрными стрелками обозначены положения моноатомных ступеней

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 19-72-30023) на оборудовании ЦКП «Наноструктуры».

- [1] S. Wirths et al., Prog. Cryst. Growth Charact. Mater., 62, 1 (2016).
- [2] C.L. Griffiths et al., J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct., 11(4), 1559 (1993).
- [3] A.E. Dolbak et al., Cent. Eur. J. Phys., 6, 634 (2008).
- [4] A.S. Petrov et al., J. Cryst. Growth, 531, 125347 (2020).
- [5] A.S. Petrov et al., Proceedings of ASCO-NANOMAT, 72 (2020).
- [6] А.С. Петров и др., Сборник тезисов «КРЕМНИЙ-2020», 107 (2020).
- [7] C. Törnevik et al., Surf. Sci. **314**, 179 (1994).
- [8] A.V. Latyshev et al., Appl. Surf. Sci., 60–61, 397 (1992).
- [9] A.B. Krasilnikov et al., Surf. Sci., **290**, 232 (1993).

### Слоистый In<sub>2</sub>Se<sub>3</sub> на поверхности Si(111) с гистерезисами температурной зависимости сопротивления

**Пономарев С.А.**<sup>1,2</sup>, Миронов А.Ю.<sup>1</sup>, Рогило Д.И.<sup>1</sup>

Изучение новых слоистых двумерных материалов, в частности  $In_2Se_3$ , является динамично развивающейся областью физики конденсированного состояния. Разнообразные свойства двумерных материалов обеспечивают перспективность их использования для создания электронных и оптоэлектронных устройств следующего поколения [1]. Однако, актуальной проблемой интеграции гетероструктур с кремниевой электроникой является поиск способов выращивания пленок  $In_2Se_3$  с требуемой кристаллической структурой (фазой) и свойствами на кремниевой подложке.

В данной работе с использованием *in situ* отражательной электронной микроскопии (ОЭМ) были выращены пленки  $In_2Se_3$  на подложке Si(111) при температуре  $T\approx673$  K, скоростях осаждения  $In:0,9-1,5\times10^{13}$  см<sup>-2</sup>c<sup>-1</sup> и соотношением потоков In:Se в диапазоне 1:3-1:6 [2]. Наблюдавшиеся в процессе роста картины дифракции быстрых электронов на отражение подтверждали рост слоистого  $In_2Se_3$ . После выращивания около 3-5 нм  $In_2Se_3$  происходило зарождение трехмерных (3D) островков. Методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) показано, что высота атомных ступеней на поверхности пленок составляет около 1 нм, что соответствует высоте молекулярного слоя  $In_2Se_3$ . Согласно АСМ изображениям, 3D островки формировались за счет более быстрого роста кристалла вблизи выходов на поверхность дислокаций с винтовой компонентой. Показано,

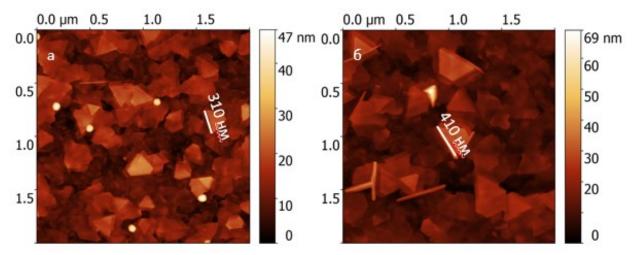


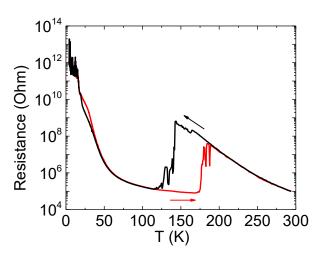
Рис.1. Топографические ACM изображения пленок на поверхности Si(111): а – скорость роста 0,02 нм/с, толщина 8 нм, средний латеральный размер 3D островков 300 нм, среднее расстояние между островками 300 нм; б – скорость роста 0,0067 нм/с, толщина 12 нм, средний латеральный размер 3D островков 410 нм, среднее расстояние между островками 600 нм.

 $<sup>^{1}</sup>$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

что уменьшение скорости роста сопровождается уменьшением концентрации 3D островков и увеличением их линейных размеров (Рис. 1).

Построена температурная зависимость электрического сопротивления пленки (Рис. 2). При понижении температуры вблизи T=140 К обнаружено скачкообразное уменьшение сопротивления в  $\sim 10^4$  раз. Обратный переход происходит вблизи T=180 К. Полученный результат согласуется с обнаруженным методом сканирующей туннельной микроскопии структурным переходом в области 140 К—180 К [3]. В интервале температур 20—



Puc.2. Температурный гистерезис пленки  $In_2Se_3$  толщиной 10 нм со скачком сопротивления.

40 К обнаружен второй гистерезис, происходящий без скачка сопротивления пленки.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-72-10063) с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры».

- [1] Xu M. et al., Chem. Rev., 113, 3766 (2013).
- [2] Poh S.M. et al., Nano Letters, 18, 6340 (2018).
- [3] Fan Z. et al., ACS Nano, 13, 8804 (2019).

#### Межканальное взаимодействие в квантовых точечных контактах

**Похабов** Д.А.<sup>1,2</sup>, Погосов А.Г.<sup>1,2</sup>, Жданов Е.Ю.<sup>1,2</sup>, Бакаров А.К.<sup>1,2</sup>, Шкляев А.А.<sup>1,2</sup>

Исследуется кондактанс одиночных квантовых точечных контактов (КТК), созданных на основе гетероструктур GaAs/AlAs, и снабжённых боковыми затворами, отделёнными от канала с помощью литографических траншей. Существенным отличием таких структур от структур с расщеплённым затвором является

возможность прикладывать достаточно большие напряжения между боковыми затворами, что может приводить, например, к электрически-управляемой спиновой поляризации [1]. Другим преимуществом является возможность прикладывать напряжения на затворы независимо и изучать кондактанс как функцию двух независимых затворных напряжений [2-3]. Такие измерения выявляют необычный двухканальный электронный транспорт с квантованием кондактанса отдельных каналов, занимающий промежуточное место между случаем двух независимых па-

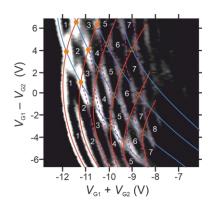


Рис.1. Диаграмма заполнения 1D подзон.

раллельных одномерных проводников и случаем сильно коррелированного двух-канального транспорта. Экспериментально полученная фазовая диаграмма заполнения одномерных подзон в отдельных каналах как функция напряжений на боковых затворах (Рис. 1) содержит нетривиальную сетку пересечений и антипересечений между связывающими и антисвязывающими состояниями. Причём, антипересечения проявляют себя при больших числах заполнения одномерных подзон. Наличие антипересечений указывает на взаимодействие каналов, приводящее к расщеплению вырожденных подзон в двухъямном потенциале, формирующемся в одиночных КТК.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 19-02-00800-А, экспериментальное исследование), РНФ (грант № 18-72-10058, изготовление образцов).

- [1] D. A. Pokhabov, A. G. Pogosov, E. Yu. Zhdanov, A. A. Shevyrin, A. K. Bakarov, A. A. Shklyaev, Appl. Phys. Lett. 112, 082102 (2018).
- [2] D. A. Pokhabov, A. G. Pogosov, E. Yu. Zhdanov, A. K. Bakarov, A. A. Shklyaev, Appl. Phys. Lett. 115, 152101 (2019).
- [3] D. A. Pokhabov, A. G. Pogosov, E. Yu. Zhdanov, A. K. Bakarov, A. A. Shklyaev, Semiconductors 54, 1605 (2020).

<sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

## Эшелонирование ступеней на поверхности GaAs(111)А при ленгмюровском испарении

**Спирина А.А.**<sup>1</sup>, Шварц Н.Л. $^{1,2}$ 

 $^{1}$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Эффект эшелонирования (собирания) ступеней впервые наблюдался на вицинальных подложках кремния [1]. Позднее он был обнаружен и на вицинальных поверхностях других полупроводников, в том числе на поверхностях GaAs. Эшелонирование на подложках GaAs наблюдалось при разных условиях. На поверхности GaAs(001) эшелонирование происходило в процессе роста с помощью метода осаждения металлорганических соединений из паровой фазы [2], а также при отжигах в атмосфере водорода [3]. Формирования эшелонов на поверхностях GaAs наблюдалось и в условиях ленгмюровского испарения (неравновесного отжига подложки в вакуум) [4]. Эшелоны ступеней появлялись на следах, оставляемых движущимися каплями галлия, образованными в процессе высокотемпературного отжига. Вопрос о том, как капли галлия влияют на формирование эшелонов ступеней, остается открытым. В настоящей работе исследуется механизм эшелонирования ступеней вицинальной поверхности GaAs(111)A, происходящее вблизи капель галлия в условиях ленгмюровского испарения.

Анализ процесса формирования эшелонов проводился с помощью моделирования методом Монте-Карло в программном комплексе SilSlim3D [5]. Рассматривались вицинальные поверхности GaAs(111)A с ширинами террас (расстоянием между ступеней) 3.5, 7 и 14 нм, что соответствует углам отклонения поверхности 5°, 2.5° и 1°. Температурный диапазон отжигов составлял 700- $1000~{\rm K}$  и включал в себя температуры конгруэнтного испарения  $T_{\rm c}$  подложек с разным углом отклонения. Величина  $T_{\rm c}$  определяет начало температурного диапазона отжигов, при котором на поверхностях GaAs формируются капли галлия. При  $T > T_c$  на вицинальных поверхностях GaAs(111)А с системой моноатомных ступеней наблюдалось зарождение капель галлия. Появление капель приводит к изменению направления движения ступеней вблизи капель в процессе отжига. На рис.1 представлены виды сверху модельных поверхностей GaAs(111)А с углом отклонения  $5^{\circ}$  после отжига в разные моменты времени. Белыми линиями выделены две ступени, расположенные выше и ниже капли на расстоянии  $v_i$  и w<sub>i</sub>, соответственно. Видно, что расстояние от выше расположенной ступени до капли уменьшается со временем  $(v_1 > v_2)$  и становится равным нулю  $(v_3 = 0)$ . А расстояние от ниже расположенной ступени до капли увеличивается в процессе отжига  $(w_1 < w_2 < w_3)$ . Уменьшение  $v_i$  и увеличение  $w_i$  происходит за счёт роста

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

террас вблизи капли. Атомы галлия, выходящие из капли, встраиваются в ступени, расположенные вокруг капли. Мышьяк, необходимый для роста GaAs террас, доставляется испаряющимися ступенями. Ступени, расположенные выше капель, приобретают V-образную форму, а огибающие каплю ступени приобретают W-образную форму. Такое движение ступеней приводит к тому, что на поверхности подложки вблизи капли галлия формируется эшелон ступеней.

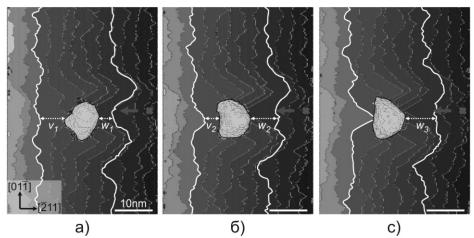


Рис.1. Вид сверху поверхностей  $GaAs(111)A-5^{\circ}$  после (a) 5 с, (b) 5.8 с, (c) 6.2 с отжига при T=840 К. Крестиком обозначено место зарождения капли, стрелкой — направление движения капли и ступеней.

На поверхности GaAs(111)A с углом отклонения 5° количество ступеней, формирующих эшелон, достигает десяти. При уменьшении угла отклонения поверхности количество ступеней в эшелоне уменьшается. Формирование эшелонов вблизи капель галлия наблюдалось и на поверхностях GaAs(111)B.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-31-90023) и программами РАН.

- [1] A. V Latyshevet al., Surf. Sci., **213**, 157 (1989).
- [2] A. L. S. Chua et al., Appl. Phys. Lett., 92, 013117 (2008).
- [3] K. Hata et al., Japanese J. Appl. Physics, Part 1 Regul. Pap. Short Notes Rev. Pap., 39, 4404 (2000).
- [4] J. Wu et al., PLoS One 6, 1 (2011).
- [5] A. Zverev et al., Nanotech. in Russia, 4, 215 (2009).

### Получение поликристаллических алмазных пленок и их свойства на различных подложках

**Тарков С.М.**<sup>1</sup>, Антонов В.А.<sup>1</sup>, Емельянов А.А.<sup>2</sup>, Ребров А.К.<sup>2</sup>, Попов В.П.<sup>1</sup>, Тимошенко Н.И.<sup>2</sup>, Юдин И.Б.<sup>2</sup>

Использование алмаза в полупроводниковых СВЧ приборах позволяет увеличивать их мощность, КПД и предельную частоту за счет существенного улучшения теплоотвода и полупроводниковых свойств [1].В настоящее время развивается технология совмещения кремния и алмаза с целью получения структур "кремний на алмазе" - КНА (silicon on diamond - SOD)[1]. Одним из известных методов реализации этой технологии является выращивание алмазных покрытий из газовой фазы (CVD-процесс) с микроволновой активацией газов — предшественников (H<sub>2</sub> и CH<sub>4</sub>) на монокристаллической подложке кремния. В качестве подложек для роста алмазных пленок используются кремний (Si), карбид кремния (SiC),металлы и их оксиды[1].

В работе рассматриваются вопросы роста алмазных пленок на кремниевых подложках, подложках из карбида кремния с целью получения структур для создания МОП - транзисторов. В ходе проведения работы изучаются проблемы роста алмазных поликристаллических пленок и их свойства на различных подложках. Для проведения измерения вольтамперных характеристик (ВАХ) была разработана автоматизированная установка в ИФП СОРАН. Эта установка позволяет осуществлять сбор данных измерений через последовательный интерфейс USB и их запись в файл.



Рис.1. Упрощенная схема измерений ВАХ КНА - структур

- 1 источник тянущего постоянного напряжения;
- 2 -источник высоковольтного постоянного напряжения;
- 3 структура КНА.

Блок коммутации управляется через написанный в Labview2016 программный интерфейс и позволяет автоматически переключать величину и полярность подаваемого на полупроводниковую структуру напряжения.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Россия, Новосибирск, пр. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, 630090, Россия, Новосибирск, пр. Лаврентьева, 1

В результате проведенных экспериментов с помощью метода газоструйного осаждения с микроволновой активацией [2], были получены поликристаллические пленки алмаза толщиной от 10 до 500 мкм на подложках из молибдена и монокристаллического кремния типа КЭФ – 4.5 с ориентацией <100>.

В работе определены структурные характеристики полученных пленок. По спектрам рамановского рассеяния (рис2.) и СЭМ микрофотографиям установлен состав и структура полученных пленок, а по данным ВАХ их электурами.

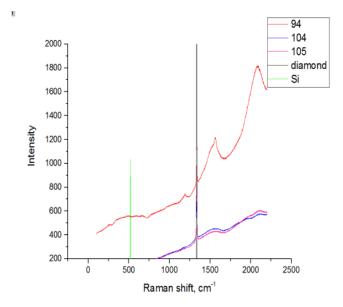


Рис.2. Раман-спектры полученных образцов

трофизические свойства[3].Проведено сравнение полученных ВАХ алмазных покрытий на разных подложках: Мо, Al2O3 и Si с помощью разработанного метода, реализованного на созданной установке.

Работа поддержана фондом РФФИ № 19-08-00533 и РФФИ № 19-42-543012.

- [1] А.Ю. Клоков, Д.Ф. Аминев, А.И. Шарков, В.Г. Ральченко, Т.И. Галкина. Тепловые параметры слоев и границ раздела в структурах кремний на алмазе. Физика твердого тела, 2008, том 50, вып. 12
- [2] Rebrov A.K., Bobrov M.S., Emelyanov A.A., Timoshenko N.I., Hrebtov M.Yu., Yudin I.B. Experience in the synthesis of diamond from a supersonic microwave plasma jet // Interfacial Phenomena and Heat Transfer, 2019, 7(2), p. 131–137 DOI:10.1615/InterfacPhenomHeatTransfer. 2019031315
- [3] Гриценко В.А. Диэлектрики в наноэлектронике/[В.А. Гриценко, И.Е. Тысченко, В.П. Попов, Т.В. Перевалов]; Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2010 г., 258 с., Тираж 500, ISBN 978-5-7692-1081-5

### **Исследование гистерезиса сток-затворных** характеристик FeFET

**Тихоненко Ф.В.**<sup>1</sup>, Попов В.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

Необходимость увеличения вычислительной мощности электронных устройств в последние годы сталкивается со значительно возросшими сложностями при переходе на новые топологические нормы. Выходом может служить использование альтернативных архитектур на основе квантовых вычислений или нейроморфных систем. Последние особенно привлекательны вследствие относительной простоты реализации и возможности масштабирования [1].

Для функционирования нейроморфных вычислительных систем необходимо обеспечить хранение и обработку информации в одном логическом элементе. Одним из возможных вариантов элементной базы для нейроморфных устройств может служить сегнетоэлектрический транзистор (FeFET) с подзатворным диэлектриком на основе оксидов с высокой диэлектрической проницаемостью (high-k): HfO2/ZrO2 [2]. Преимуществами такого FeFET является быстродействие, простота конструкции и совместимость с текущей КМОП-технологией.

Для реализации FeFET необходимо научиться получать слои сегнетоэлектриков с заданными параметрами, такими как коэрцитивное поле Ес и остаточная поляризация Pr, а также обеспечивать стабильность и воспроизводимость их характеристик. Для этого необходимо хорошо представлять, какие физические процессы определяют свойства тонких слоёв high-k сегнетоэлектриков. В частности, необходимо исследовать влияние зарядовых состояний на границе раздела high-k и кремния.

В данной работе исследованы зарядовые состояния в структурах КНИ с high-k захороненным слоем. Полученные методом DeleCut структуры с захороненным слоем, состоя-ЩИМ чередующихся ИЗ HfO<sub>2</sub>/ZrO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, были подвергнуты последовательным операциям быстрого термического (RTA). На каждом этапе, путём измерения вольт-амперных характерипсевдо-МОП транзисторов, стик оценена подвижность носителей заряда в отсечённом слое и плотность

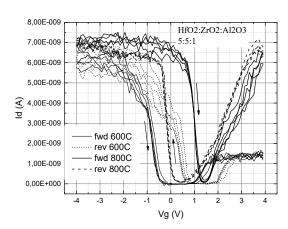


Рис.1. Влияние быстрого термического отжига на сток-затворные характеристики псевдо-МОП транзистора.

состояний на границе раздела кремний-диэлектрик. Изучены зависимость сдвига порогового напряжения от скорости развёртки, а также проведены импульсные измерения (PUND) для прямого определения Pr.

Было обнаружено, что зарядовые состояния оказывают значительное влияние на характеристики псевдо-МОП транзисторов. Например, их перезарядка может вызвать изменение направления гистерезиса сток-затворных характеристик (Рис. 1). Плотность состояний зависит от свойств структуры, наибольших значений она достигает в образцах, в которых имеется непосредственный контакт слоя  $Al_2O_3$  с Si. Влияние поверхностных состояний до некоторой степени можно уменьшить с помощью быстрых термических обработок при температурах 700-800С. Однако, с повышением температуры отжига, помимо возрастания утечек из-за роста зёрен в слое диэлектрика, наблюдалось и изменение сегнетоэлектрических свойств слоёв.

Полученные результаты необходимо учитывать при проектировании устройств на основе FeFET транзисторов.

```
[1] Ni, K., et al. Nature Electronics, 2, 521-529 (2019).
```

<sup>[2]</sup> Seo, Y.-T. et al., IEEE Transactions on Electron Devices, 66, 2 (2019).

#### Методика формирования упорядоченных частиц Ge и Si на поверхности SiO<sub>2</sub>

**Уткин Д.Е.<sup>1,2</sup>**, Шкляев А.А.<sup>1,2</sup>

Массивы упорядоченных диэлектрических частиц из материалов с высоким показателем преломления n, синтезированные, например, на поверхности плёнки  $SiO_2$ , позволяют управлять рассеянием электромагнитного излучения за счёт возбуждения в них электрических и магнитных резонансов согласно теории Ми в условиях, когда выполняется соотношение  $\lambda = nd$ , где  $\lambda$  - длина волны излучения и d – размер частицы. Это приводит к тому, что отражение света может уменьшаться в несколько раз, поскольку падающее излучение преимущественно направляется в подложку. При этом диссипация энергии является незначительной. В этом состоит преимущество диэлектрических частиц над металлическими, которые поглощают значительную часть падающего на них излучения. В качестве материала для таких частиц принято использовать Si. В то же время, Ge характеризуется большим значением n и может оказаться более эффективным материалом, чем Si в ближней ИК области спектра.

Нами разрабатывается технология, заключающаяся в прямом осаждении частиц из ячейки Кнудсена в высоковакуумной камере (Omicron) на подложку, содержащую заранее сформированную на её поверхности маску из PMMA, с помощью метода электронной литографии (Raith)). После чего, методом обратной литографии маска будет удалена и на поверхности подложки останутся частицы из осаждаемого материала с латеральными размерами и в местах, определяемыми маской. Такой подход годится для любых подложек пригодных для литографических методов, а кроме того, осаждение происходит при температуре близкой к комнатной, что исключает тепловую деформацию верхних слоёв подложки для большинства материалов, и это открывает перспективы использования метода в новейших гибридных органико-полупроводниковых системах. (Рис. 1.).

 $<sup>^{1}</sup>$  ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Aк. Лаврентьева, 13

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

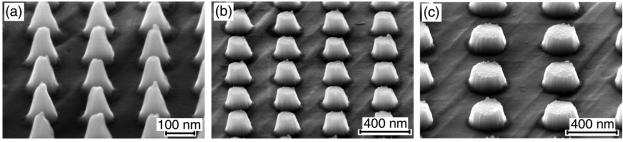


Рис.1. РЭМ-изображения (угол наклона образца около 45°) частиц Ge (усечённых конусов) с диаметром основания около 100, 200, 300 нм и высотой 120 нм.

Разрабатываемый нами метод позволит получать покрытия из плотно упакованных частиц Ge (Si) заданного размера от 100 нм с расстоянием между ними менее 100 нм, обладающие антиотражающими свойствами и низким коэффициентом диссипации падающего излучения для широкого спектрального диапазона.

Работа проводилась при финансовой поддержке РНФ, грант № 19-72-30023 с использованием оборудования ЦКП "ВТАН" НГУ.

[1] S. Hikami et al., Progr. Theor. Phys., 63, 707 (1980).

### Авторский указатель

Аксенов М.С13,21	Кукенов О.И
Александров И.А50	Лозовой К.А
Антонов В.А	Майдэбура Я.Е42
Антонова И.В	Малин Т.В
Бакаров А.К56	Мансуров В.Г
Бацанов С.А15	Манцуров H.Д44
Валишева Н.А13, 21	Марин Д.В
Войцеховский А.В8, 17, 19, 38	Милахин Д.С
Володин А.В34	Миронов А.Ю
Воронковский В.А30	Михайлов Н.Н
Гаврилова Т.А36	Мутилин С.В
Галицын Ю.Г42	Назаров Н.А
Гензе И.Ю21	Наумова О.В
Горшков Д.В40	Наумова О.В. 23   Небогатикова Н.А. 48
Гриценко В.А27	Несмелов С.Н
Гуляев Д.В46	Орлов О.М
	Осинных И.В
Гутаковский А.К	
Дворецкий С.А	Петров А.С. 52   Погосов А.Г. 56
Двуреченский А.В	
Дегтяренко К.М	Пономарев С.А
Дзядух С.М	Попов В.П
Дирко В.В	Похабов Д.А
Дмитриев Д.В21, 36, 46	Принц В.Я
Емельянов A.A	Пчеляков О.П
Жданов Е.Ю	Ребров А.К
Журавлев К.С36, 42, 46, 50	Рогило Д.И
Зайцева Э.Г25	Сабинина И.В
Залялов Т.М27	Сидоров Г.Ю
Игошкин А.М29	Спирина А.А
Исламов Д.Р27	Тарков С.М
Исхакзай Р.М.Х30	Тимошенко Н.И
Камаев Г.Н	Тихоненко Ф.В
Капогузов К.Е	Торопов А.И
Кацюба А.В	Уткин Д.Е
Ковчавцев А.П	Шварц Н.Л
Кожухов А.С	Шкляев А.А
Колосовский Д.А	Юдин И.Б
Копылова Т.Н	Яковкина Л.В
Коханенко А.П	Якушев М.В
Краснова И.А40	