

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ЮЖНО-РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
(НОВОЧЕРКАССКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ)

Физика полупроводников и наноструктур, полупроводниковая опто- и наноэлектроника

Материалы всероссийской молодежной конференции

11-12 октября 2012 г.

г. Новочеркасск

Новочеркасск

ЛИК

2012

УДК 537.311.322+538.975
ББК 30.13
Ф 50

Организаторы:
Министерство образования и науки РФ

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Ф 50 Физика полупроводников и наноструктур, полупроводниковая опто- и наноэлектроника: материалы всероссийской молодежной конференции, г. Новочеркасск, 11-12 октября 2012 г. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т (НПИ). – Новочеркасск: ЛИК, 2012. – 108 с.

В сборник включены лекции ведущих ученых и доклады участников конференции по следующим направлениям: тонкие пленки и полупроводниковые наноструктуры; наноматериалы и оборудование для оптоэлектронных микро- и наноэлектронных устройств; физико-химические особенности и моделирование наноструктурированных материалов.

ISBN 978-5-9947-323-6

УДК 537.311.322+538.975
ББК 30.13

ISBN 978-5-9947-323-6

© Южно-Российский государственный
технический университет (НПИ), 2012

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

Л.С. Лунин

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт),
Южный научный центр Российской академии наук, г. Ростов-на-Дону

ВВЕДЕНИЕ

Оптоэлектроника возникла как этап развития радиоэлектроники и вычислительной техники, тенденцией которых является непрерывное усложнение систем при возрастании их информационных и технико-экономических показателей (увеличение надёжности, быстродействия, уменьшение размеров и веса). Идея использования света для обработки и передачи информации реализована уже давно: вначале в виде вакуумных приборов (фотоэлементы и фотоэлектронные умножители), а затем в полупроводниковом исполнении – (фоторезисторы, фотодиоды, фототранзисторы).

Оптоэлектроника отличается от вакуумной и полупроводниковой электроники наличием в цепи сигнала оптического звена или оптической (фотонной) связи [1]. Достоинства оптоэлектроники связаны в первую очередь с преимуществами оптической связи по сравнению с электрической, а также с теми возможностями, которые открываются в результате использования разнообразных физических явлений, обусловленных взаимодействием световых полей с твёрдым телом. Из-за электрической нейтральности фотонов в оптическом канале связи не возбуждаются электрические и магнитные поля, сопутствующие протеканию электрического тока. Иными словами, фотоны не создают перекрестных помех в линиях связи и обеспечивают полную электрическую развязку между передатчиком и приёмником, что принципиально недостижимо в цепях с электрической связью. Передача информации с помощью светового луча не сопровождается накоплением и рассеиванием электромагнитной энергии в линии. Отсюда следует отсутствие существенного запаздывания сигнала в канале связи, высокое быстродействие и минимальный уровень искажения передаваемой информации, переносимой сигналом.

Высокая частота оптических колебаний ($10^{14} - 10^{15}$ Гц) обуславливает большой объём передаваемой информации и быстродействие. Соответствующая оптической частоте малая длина волны (до $10^{-4} - 10^{-5}$ см)

открывает пути для микроминиатюризации передающих и приёмных устройств оптоэлектроники, а также линий связи. Минимальные поперечные размеры светового луча по порядку величины сравнимы с длиной волны. Информационная ёмкость такого канала вследствие его большой широкополосности чрезвычайно высока.

Оптоэлектроника начала интенсивно развиваться лишь в 1963–1965 гг., после того как появились лазеры, полупроводниковые светоизлучающие диоды и волоконная оптика.

К **основным элементам оптоэлектроники** относятся источники света (лазеры, светодиоды), оптические среды (активные и пассивные) и фотоприёмники [2]. Эти элементы применяются как в виде различных комбинаций, так и в виде автономных устройств и узлов с самостоятельными частными задачами. Существует 2 пути развития оптоэлектроники [3]: оптический, основу которого составляет когерентный луч лазера (когерентная оптоэлектроника), и электрооптический, основанный на фотоэлектрическом преобразовании оптического сигнала (оптроника). Сущность оптроники состоит в замене электрических связей в цепях оптическими. С когерентной оптоэлектроникой связаны новые принципы и методы построения больших систем вычислительной техники, оптические связи запоминания и обработки информации, не имеющих аналогов в традиционной радиоэлектронике. Сюда относятся голография с её огромными возможностями записи, хранения и отображения больших массивов информации, ЭВМ с параллельным вводом информации в виде картин (машины с картинной логикой), сверхбыстродействующие вычислительные системы со скоростью обработки информации $\sim 10^9$ – 10^{11} операций в 1 секунду, устройства памяти большой ёмкости (10^{10} – 10^{12} бит), лазерное телевидение и пр. Когерентная оптоэлектроника открывает большие перспективы перед многоканальной оптической связью.

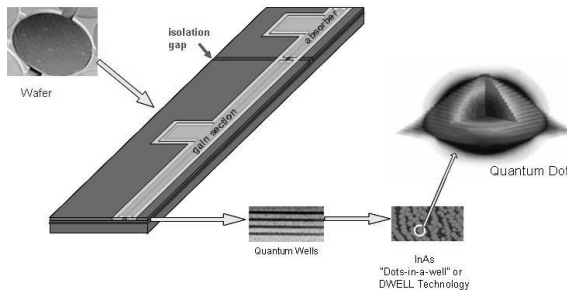
Функциональная когерентная оптоэлектроника, или интегральная оптика, является оптическим аналогом интегральной микроэлектроники. Её основу составляют диэлектрические микроволноводы на жёсткой подложке. Они служат для передачи светового сигнала от одного функционального узла к другому и его преобразования.

Физические принципы работы оптоэлектронных приборов и фундаментальные свойства материалов для оптоэлектроники

Оптоэлектронные устройства разделяются на два класса: генераторы и приемники излучения. На их основе реализованы инжекционные

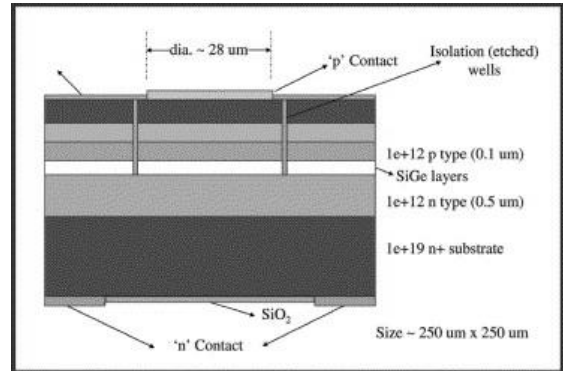
лазеры дальнего и среднего ИК-диапазонов, сверхъяркие светодиоды, ИК-фотодетекторы а также фотоэлектрические преобразователи (рис. 1). Коротко рассмотрим физические принципы работы указанных оптоэлектронных устройств.

Генераторы излучения на основе наногетероструктур

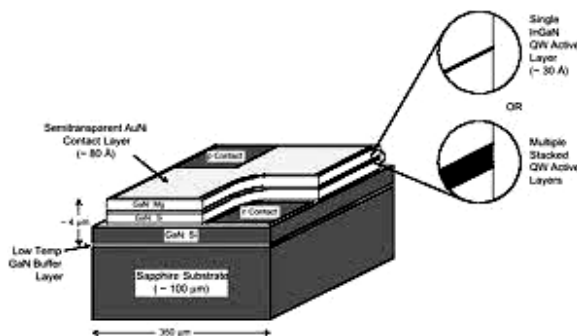


Y. C. Xin, Y. Li, V. Kovanis et al.
University of New Mexico, USA
Лазер на квантовых точках

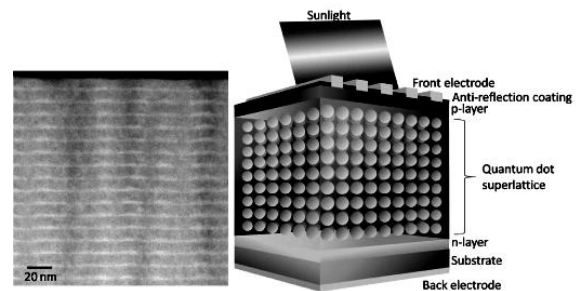
Приемники оптического излучения на основе наногетероструктур



J. Badding, N. Baril, and V. Gopalan,
Arizona State University, USA
Инфракрасный фотодетектор
на квантовых точках



John F., University of Colorado, USA
Сверхъяркий светодиод
на квантовых ямах



Yoshitaka Okada, Research Center for
Advanced Science and Technology, Japan
ФЭП на квантовых точках

Рис. 1. Примеры оптоэлектронных устройств на наноструктурах

Светодиод. К светодиодам относят полупроводниковые приборы, преобразующие электрическую энергию в энергию оптического излучения на основе явления инжекционной электролюминесценции, возникающие в полупроводниковом кристалле с электронно-дырочным переходом, с полупроводниковым гетеропереходом либо с контактом металл - полупроводник. Светоизлучающий диод испускает некогерентное излучение, но, в отличие от тепловых источников света, – с более узким спектром, вследствие чего излучение в видимой области воспринимается как одноцветное. Применяются соединения типа $A^{III}B^V$ и

некоторые другие (например SiC), а также их твёрдые растворы (например, $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$).

В светодиодах инфракрасного излучения с целью снижения потерь на полное внутреннее отражение и поглощение в теле кристалла для последнего выбирают полусферическую форму, а для улучшения характеристик направленности излучения прибор помещают в параболический или конический отражатель. КПД ИК излучения с полусферической формой кристалла достигает 40 %.

Светодиоды инфракрасного излучения находят применение в устройствах оптической локации, оптической связи, в дальномерах и т.д., а матрицы таких светодиодов в устройствах ввода и вывода информации ЭВМ. В ряде областей применения светодиод конкурирует с родственным ему прибором – инжекционным лазером, который генерирует когерентное излучение и отличается от светодиода формой кристалла и режимом работы.

Лазер является источником электромагнитного излучения видимого, ИК и УФ диапазонов, основанного на вынужденном излучении атомов и молекул. По сравнению с другими источниками света лазер обладает рядом уникальных свойств, связанных с когерентностью и высокой направленностью его излучения. Именно когерентность вынужденного излучения приводит к усилению световой волны в среде с инверсией населённостей, а не просто к дополнительному излучению новых волн. Среду с инверсией населённостей какой-либо пары уровней E_1, E_2 , способную усиливать излучение называют активной. Усиление зависит от пути, проходимого волной в среде. Если поместить активную среду в простейший оптический резонатор, т.е. между двумя параллельными полупрозрачными зеркалами, находящимися на определённом расстоянии друг от друга, (как в интерферометре Фабри – Перо), то в наиболее благоприятные условия попадает волна, распространяющаяся вдоль оси резонатора. Усиливаясь, она достигнет зеркала, отразится от него и пойдёт в обратном направлении, продолжая усиливаться, затем отразится от второго зеркала и т.д. В результате между зеркалами устанавливается стоячая волна, а сквозь полупрозрачные зеркала выходит наружу поток когерентного излучения.

Фотодетекторы – полупроводниковые приборы, регистрирующие оптическое излучение и преобразующие оптический сигнал на входе в электрический сигнал на выходе фотодетектора. В начале 1940-х годов были созданы первые промышленные фотоприемники на основе

селена и оксида меди, а затем из сульфида свинца [2]. В 1950 г. был совершен прорыв, когда был создан первый фотодиод на основе р-п-перехода. Р-п-переход явился тем недостающим звеном, который принес фотодетекторам высокую эффективность, быстродействие, технологичность, дешевизну, надежность, стабильность, универсальность и совместимость с другими схемными элементами, например с транзисторами. Совершенствование прибора – проблема его конструкции и технологии. Технологические и конструктивные усовершенствования позволяют создать условия максимального поглощения света в п-области (базе), что увеличивает фототок. Появляется новая трудность – транспортировка возникших в кристалле неравновесных дырок к р-п-переходу, поскольку только там напряженность электрического поля достаточна для переброса дырок в р-область. Время их самопроизвольного сбора достигает миллисекунд. За это время значительная их часть успевает рекомбинировать и не создает фототока. Выход заключается в распространении электрического поля на всю базу. Для этого уменьшают проводимость п-области, вплоть до получения чистого, нелегированного проводника – его называют собственным или *i*-полупроводником. Так создают р-*i*-п- фотодиоды (в глубине структуры, где поглощение фотонов практически отсутствует, *i*-область переходит в п-область, к которой проще изготовить омический контакт).

Важной проблемой для фотодиодов является устранение шумов. Принцип усиления “чистых” сигналов непосредственно в диоде был найден. Если увеличивать обратное напряжение, то по достижении им некоторого значения U_0 происходит расширение области объемного заряда вблизи р-п-перехода, напряженность электрического поля внутри этой области растет настолько, что дырки, пролетая через нее, приобретают скорости, достаточные для ионизации атомов вещества (кремния, GaAs и т.д.). Новые пары носителей увлекаются полем наравне с исходной, ионизирующей частицей; происходит их размножение в геометрической прогрессии – так называемое “лавинное размножение” носителей в р-п-переходе. Во внешней цепи это проявляется спустя доли наносекунды в увеличении фототока (на 3-4 порядка). Темновой ток тоже усиливается. Описанный процесс лежит в основе действия так называемых **лавинных фотодиодов**.

Р-п-переходы с успехом используются в светодиодах и лазерах. Пороговые плотности тока для первых образцов были близки к 10^5 А/см², что требовало пропускать через кристалл сечением 1 мм² ток

~100 А. При токах ниже порогового излучение оставалось некогерентным. Необходимо было решать проблему резкого снижения порогового тока. Решение было найдено на пути использования **гетеропереходов**. **Гетеропереход** представляет собой монокристаллическую границу между двумя различными по составу полупроводниками. В 1967 г. был изготовлен первый гетеролазер. Уже в первых реальных гетеролазерах плотность порогового тока оказалась меньшей почти на порядок. При использовании **двойной гетероструктуры (ДГС)** отпала необходимость и в р-п-переходе, так как инжекция неосновных носителей заряда уже обеспечена при наличии двух гетеропереходов – образованный вторым гетеропереходом барьер надежно “закрывает” путь электронов из базы и препятствует их рассеянию в кристалле. Электроны локализованы в тонкой узкозонной базе, “зажатой” между широкозонными слоями структуры. Так как показатель преломления у материала с большей шириной запрещенной зоны существенно меньше, широкозонные слои играют роль зеркал – поток фотонов также оказывается локализованным в базе. В результате перечисленных особенностей удалось снизить пороговую плотность тока двойных гетеролазеров в 50 раз. Стала возможной работа лазеров при комнатной температуре в непрерывном режиме.

Первая использованная пара веществ, образующих гетеропереход, состояла из Ge и GaAs. Однако вследствие заметной разницы параметров их кристаллических решеток граница между ними очень дефектна. Возникшую проблему решили Ж.И. Алферов, В.М. Андреев, Д.Н. Третьяков и Л.М. Долгинов использованием **жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ)** трехкомпонентного твердого раствора AlGaAs в паре с GaAs.

Полупроводниковое материаловедение и оптоэлектроника

В 1970–80-х годах продолжались интенсивные исследования возможностей получения и применения твердых растворов. Прогресс оптоэлектроники был связан с использованием многокомпонентных материалов, соединений $A^{III}B^V$, позволяющих значительно улучшить параметры существующих приборов и создать принципиально новые. На основе **четверных твердых растворов (ЧТР)** AlGaPAs, AlGaAsSb, GaInAsSb и GaInPAs были созданы гетеролазеры, светодиоды и фотоприемники [4, 5]. Однако в целом проблема дальнейшего расширения спектрального диапазона и повышения структурного совершенства гетеропереходов за счет согласования слоев по периоду решетки и коэффициенту температурного расширения (КТР) оставалась актуальной.

Эта проблема была решена путем введения пятого компонента в ЧТР. С переходом на **пятикомпонентные гетероструктуры** появилась возможность независимо регулировать период решетки, КТР и ширину запрещенной зоны. Это позволило расширить спектральный диапазон и получить идеальные гетероструктуры согласованные как по периоду решетки так и по КТР [6]. Технологические маршруты получения методом ЗПГТ таких материалов достаточно детально описаны в работе [7]. На основе пятикомпонентных гетероструктур были созданы: 1) высокочувствительные детекторы видимого света и ИК-излучения; 2) солнечные фотоэлементы; 3) лазеры и инжекционные излучатели. На основе образцов твердых растворов AlGaAs, AlGaInAs, AlGaPAs и AlGaInPAs были разработаны, практически получены и подвергнуты стендовым испытаниям приборные структуры, характеристики которых оказались выше ожидаемых. Так, КПД фотопреобразователя на основе гетероструктуры $\text{Al}_{0.33}\text{Ga}_{0.67}\text{P}_{0.05}\text{As}_{0.95}/\text{GaAs}$, измеренный на имитаторе солнечного излучения, составил 26,5 %. При высоких концентрациях солнечного излучения (~1000 "солнц") было достигнуто значение эффективности солнечных элементов около 30 %.

В работе [5] показано, что формируемые в градиентном поле четырехкомпонентные гетероструктуры GaInAsP/InP могут достаточно эффективно работать как детекторы ближнего ИК диапазона (1,06 мкм). Для указанных структур было получено достаточно высокое для того времени значение чувствительности по току – 0,47 А/Вт.

Дальнейшее развитие оптоэлектроники связано с **квантово-размерными структурами**. Простейшей квантово – размерной структурой является тонкая пленка нанометровых размеров. Электроны и дырки в ней движутся “в плоскости”, пленки. Физики, пройдя рубеж ~ 10 нм, перешли границу отделяющую классический мир от квантового мира. Волна де Бройля “размазанных в плоскости” электронов, распространяясь вдоль активной зоны, не “чувствует” тех изменений кристаллической решетки, которые носят периодический характер, т.е., она нечувствительна ни к собственным атомам решетки, ни к примесям – скорость электронов увеличивается почти на порядок. Для светодиодов и лазеров это означает увеличение коэффициента усиления вынужденного излучения и соответственно, снижение пороговой плотности тока и повышение КПД, а для фотодетекторов – резкое увеличение быстродействия.

При исследовании процессов градиентной кристаллизации были выявлены довольно неожиданные эффекты – возникновение локальных

областей (с наноструктурами) в некоторых выращиваемых нами кристаллах. Выяснилось, что эти структуры с нанообластями способны излучать свет или преобразовывать его в электрический ток в новом, недостижимом ранее диапазоне длин волн, причем в отдельных случаях – с эффективностью, на 10–20 % выше, чем у существующих приборов.

В работах [8-12, 13] были получены важные теоретические и экспериментальные результаты формирования низкоразмерных гетероструктур на основе **квантовых точек**. В КТ локализация носителей заряда имеет место по всем трем координатам, поэтому их также называют “нульмерными”. Авторы работы [14] предложили метод импульсного охлаждения насыщенного раствора – расплава для получения гетероструктур с квантовыми точками (КТ). При создании многослойных гетероструктур процесс кристаллизации КТ InAs и матричного слоя GaAs многократно повторяется. Полуэмпирическая оценка КПД таких лазерных структур дает значение около 40 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный анализ развития оптоэлектроники свидетельствует о том, что прогресс связан с переходом к сложным полупроводникам на основе соединений $A^{III}B^V$, позволяющих значительно улучшить параметры существующих приборов и устройств, создать принципиально новые. В полупроводниковых наноструктурах эффекты размерного квантования играют главную роль, определяя их основные электрофизические свойства. В результате квантовая механика и оптическая электроника становится инструментом изучения физических процессов, происходящих в приборах нанoeлектроники. Поэтому основное внимание исследователей должно уделяться анализу квантово-размерных эффектов в полупроводниковых гетероструктурах с квантовыми точками.

Литература

1. Свечников С.В. Элементы оптоэлектроники. – М., 1971.
2. Носов Ю.Р. Дебют оптоэлектроники. – М.: Наука. Физматлит, 1992. – 238 с.
3. Материалы электронной Большой Советской Энциклопедии: <http://bse.scilib.com/article084720.html>.
4. Должков Л.М., Елисеев П.Г., Исмаилов И. Инжекционные излучательные приборы на основе многоканальных полупроводниковых твердых растворов // Итоги науки и техники. Сер. «Радиотехника» ВИНТИ. – М., 1980, Т. 21, С. 3-115.
5. Кузнецов В.В., Лунин Л.С., Ратушный В.И. Гетероструктуры на основе четверных и пятерных растворов соединений A^3B^5 . – Изд-во СКНЦ ВШ Ростов н/Д, 2003. – с. 375.
6. Лозовский В.Н., Лунин Л.С. Пятикомпонентные твердые растворы соединений A^3B^5 (новые материалы оптоэлектроники). Ростов н/Д, 1992.

7. Сысоев И.А. Метод зонной перекристаллизации градиентом температуры в технологии оптоэлектронных полупроводниковых соединений A^3B^5 . Дис. ... канд. техн. наук Новочеркасск, 1998. – 574 с.
8. Лунин Л.С., Благин А.В., Драка О.Е. Исследование энергетического спектра в системе квантовых ям для гетеросистемы $InSb_{1-x}Bi_x-InSb$ // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 2002. – № 1. – С. 84-87.
9. Л.С. Лунин, А.В. Благин, О.Е. Драка, М.А. Афиногенова. Влияние эффектов размерного квантования на спектр излучения многослойных гетероструктур $InSbBi/InSb$ // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 2002. – № 3. – С. 45-47.
10. Лунин Л.С., Благин А.В., Драка О.Е., Овчинников В.А. Размерное квантование в твердых растворах $InSb_{1-x}Bi_x$ // Кристаллизация и свойства кристаллов. – Межвуз. сб. науч. тр. – Новочеркасск: Набла, 2003. – С. 3-7.
11. Благин А.В., Овчинников В.А., Драка О.Е. Длинноволновое излучение, обусловленное минизонными переходами в многослойной структуре $GaSb_{0,97}Bi_{0,03}/GaSb$ // Кристаллизация и свойства кристаллов. – Межвуз. сб. науч. тр. – Новочеркасск: Набла, 2003. – С. 9-11.
12. Благин А.В. Фотоприемные сверхрешетки $Al_yIn_{1-x}Sb_{1-x}Bi_x/InSb$ // Известия РАН / Неорганические материалы. – 2003. – Т. 39. – № 3. – С. 282-284.
13. Лозовский В.Н., Лунин Л.С., Благин А.В. Градиентная жидкофазная кристаллизация многокомпонентных полупроводниковых материалов. – Ростов н/Д: Изд-во СКНЦ ВШ, 2003. – 376 с.
14. Марончук И.Е., Кулюткина Т.Ф., Найденкова М.В., Лунин Л.С., Благина Л.В., Слуцкая О.В. Метод охлаждения насыщенного раствора-расплава в технологии получения гетероструктур с квантовыми точками // Нанотехнологии – производству. 2005: тез. докл. конф., 30 нояб. – 1 дек. 2005. – Фрязино, 2005. – М.: Янус-К, 2005. – С. 19-21.

УДК 621.382

ПЕРСПЕКТИВЫ И ПРОБЛЕМЫ РАЗВИТИЯ НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

В.Н. Лозовский

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Более полувека микроэлектроника решающим образом способствует прогрессу во всех сферах человеческой деятельности. Однако в настоящее время микроэлектроника в своём развитии приближается к физическому пределу. Эти предел связан, в первую очередь, с квантово-размерными эффектами, нарушающими «штатное» функционирование элементов ИМС при достижении ими наноразмеров. К счастью, эти эффекты открывают путь для электроники, основанной на новых принципах – для нанoeлектроники.

Перспективы развития нанoeлектроники. Нанoeлектроника несомненно обеспечит всестороннее умножение успехов микроэлектроники. Прогнозируется значительное уменьшение размеров схемных элементов, их энергопотребления, переход к нанoeлектронным интегральным схемам (ИНС), многократное увеличение степени их интеграции, быстродействия, памяти.

Произойдёт радикальная миниатюризация сверхмощной вычислительной техники и создание на этой основе значительно более сложных, чем ранее, устройств и систем, переход на более эффективные информационные системы и сети. Например, недавно создан нанолазер с использованием нанотрубок из нитрида галлия с включениями индий - галлиевого нитрида, который позволяет создавать совокупности чипов на кристалле в виде фотонных ИНС и передавать большие массивы информации со скоростью света. Д. Черч (Гавардский университет, США, 2012 г.) осуществил запись громадных массивов информации на синтезированных им молекулах ДНК.

Осуществится переход к массовому производству роботов нового поколения, способных самообучаться, безупречно выполнять свои служебные обязанности, легко переходить от одного вида деятельности к другому, обслуживать свои рутинные потребности без посторонней помощи, адекватно реагировать на аварийные ситуации, оперативно приходить на помощь коллегам-роботам и людям, «осознанно» общаться на нескольких языках и т.п. Помимо универсальных, будут созданы узкоспециализированные роботы нового поколения, например, для адресной доставки лекарственных веществ к нуждающимся в них клеткам организма. Вершиной специализированного «нанороботостроения» станет, вероятно, реальный аналог фантазийного автоматического робота-сборщика (ассемблера Э. Дреклера), способного по специальной программе создавать себе подобных нанороботов.

Будут созданы электронные системы, управляющие комплексами комфортного жизнеобеспечения человека в режиме реального времени. Они будут осуществлять непрерывный мониторинг функционирования всех органов человека, его физического и психологического состояния и обеспечивать своевременные мероприятия, связанные с питанием, отдыхом, необходимым оперативным общением, виртуальным соучастием в интересных пространственно удалённых событиях, обучением и лечением человека.

Местом проживания людей не останется только Земля. Будут заселены и другие планеты. Возникнет планетарная империя с колониями (планетами), а затем – союз равноправных разнопланетных государств. Для обеспечения комфортных жизненных условий должно быть оптимизировано управление обществом. До сих пор государством управляли отдельные люди или их группы, что никогда не приводило к эффективному управлению. Рациональное начало такого управления всегда осложнялось субъективными факторами. Субъективный фактор должен быть исключен из управления человеческим обществом. Это можно осуществить, используя искусственный разум, созданный на основе достижений нанoeлектроники. Высший искусственный разум, имея неограниченный вычислительный ресурс, сможет на основе мониторинга и анализа всех тенденций, процессов и взаимосвязей в обществе объективно и максимально сбалансировано учитывать интересы всех его граждан (в режиме реального времени) и оперативно принимать эффективные управленческие решения. Такой путь рационального управления обществом предвидели уже давно специалисты по вычислительной технике, например, выпускник ЮРГТУ (НПИ) академик В.М. Глушков.

Примерно 50000 лет назад прекратился процесс естественной эволюции интеллекта человека. Но нет законов природы, запрещающих усиливать интеллект человека искусственно. Процесс искусственного усиления интеллекта человека давно реализуется на базе микроэлектроники. Однако этот процесс обеспечивается пока внешними вспомогательными средствами. Нанoeлектроника открывает возможности встраивать в человеческий организм технические средства, существенно увеличивающие диапазон и остроту восприятия органов чувств человека, глубину анализа и скорость обработки получаемой информации, емкость оперативной и долговременной памяти, скорость принятия логически обоснованных решений, надежность интуитивного мышления и т.д. Указанные возможности могут быть связаны с различными направлениями развития нанoeлектроники и с восприятием человеком информации различной природы. Например, лауреат Нобелевской премии А. Ферт считает, что спинтроника позволит создать и встроить в мозг человека биокомпьютер, который придаст ему чувствительность к магнитному полю. Некоторые птицы имеют в своём мозге подобный биокомпьютер. Новая составляющая сенсорной и нервной системы человека позволит ему, в частности, избегать присутствия в тех местах, где напряженность техногенных магнитных полей недопустимо велика для его здоровья.

Искусственная эволюция интеллекта человека является неизбежным и закономерным этапом эволюции искусственной природы вообще, которая уже давно успешно видоизменяет и оптимизирует в интересах человека среду его обитания. На новом этапе эволюции искусственной природы начнётся совершенствование самого человека. Одновременно наноэлектроника приведет к созданию искусственного интеллекта — сначала подобного человеческому, а затем, интеллекта со сверхчеловеческими способностями. Научные разработки в этом направлении ведутся уже не один десяток лет. Всё глубже вскрываются принципы функционирования нейронных сетей человеческого мозга, создаются их аналоги. Так, разработчики Google X Lab (США) создали искусственную нейронную сеть из 16000 процессоров с более чем 10^9 связей, организованных так, как сети нейронов и синапсов в мозге (где имеется 10^{11} нейронов и 10^{14} синаптических связей). Ведет себя эта система подобно человеку. Ей были предоставлены видеоролики, содержащие, частности, изображения кошек. Без подсказки типа «вот как выглядит кошка» она обучилась распознавать облик кошки в 75 случаях из 100. Совершенствование умственных способностей человека — не единственный аспект радикального влияния наноэлектроники на его «тело и душу». Биосовместимые наноимплантаты обеспечат оптимальное управление биохимией и естественными возможностями человеческого организма (улучшение памяти, усиление мышечной силы, способность длительно бодрствовать и т.д.) и управление клетками мозга в медицинских целях.

Уже создаются микроразмерные имплантаты для преодоления некоторых форм глухоты и слепоты, припадков эпилепсии, дрожания рук. Это достигается введением искусственных чувствительных микроэлементов в улитку уха, микроэлектродов в сетчатку глаза и т.д. (однако, только для приёма, усиления или передачи внешнего сигнала). Размеры наноэлектронных схемных элементов, позволяют создавать имплантаты, наделённые ещё функцией обработки сигналов.

С помощью наноэлектронных устройств будет доведена до необходимого уровня система приёма и обработки излучений человеческого мозга. В итоге реализуются научно обоснованные телепатия (передача мысли на расстояние, не озвученная словом) и телекинез (перемещение предметов мыслью). Для людей, лишенных конечностей, управление протезами станет такой же естественной способностью, как и управление здоровыми конечностями.

Будет создана система, гармонично объединяющая наноэлектронный суперкомпьютер и человеческий мозг. Человек сможет переписать свою «душу» на «нетленный», соединенный с глобальной информационной сетью, электронный носитель. В таком случае он и после смерти останется субъектом, воспринимающим и переживающим все события, происходящие в мире. При этом электронный двойник телесно умершего человека будет неотличимым от живого при контакте с окружающими и по «самоощущению».

Важнейшим итогом развития нанoeлектроники станет освобождение человека от рутинных обязанностей. Основным видом деятельности человека станет свободное творчество. Такой итог развития общества будет обеспечен успехами наноэлектроники в условиях соответствующего прогресса в остальных направлениях человеческой деятельности.

Проблемы развития наноэлектроники. На стадии становления новых научно-технических направлений всегда возникали проблемы. Для нанотехнологии проблемы развития особенно масштабны и многочисленны. Их можно разделить на технические и социо-гуманитарные. Социо-гуманитарные касаются социальных, экологических, психологических, медицинских, юридических и гуманитарных аспектов развития нанотехнологии. Такие проблемы характерны для революционных достижений наноэлектроники, связанных с влиянием на тело и разум человека. Технические проблемы включают трудности выбора наиболее перспективных направлений развития наноэлектроники и технологические проблемы, возникающие на выбранных направлениях.

Технические проблемы развития наноэлектроники во многом подобны тем, которые преодолевались в современной микроэлектронике на стадии её становления. При развитии микроэлектроники решалась, в первую очередь, проблема выбора принципиальных основ для развития массового производства надежных, высокопроизводительных, миниатюрных, с низким энергопотреблением, дешевых электронных схем. Такие схемы могли быть либо дискретными полупроводниковыми, либо твердотельными интегральными, либо функциональными. Наиболее слабым местом дискретной полупроводниковой схемы оказалось обилие и ненадежность паяных соединений между её элементами (так называемая «тирания межсоединений»). Функциональная микросхема вообще не имеет отдельных схемных компонентов. Она представляет собой твердотельную композицию, сигнал на входе которой преобразуется в качественно новый сигнал на выходе за счёт специфических объёмных

свойств композиции. К сожалению, за всю историю развития этого направления в массовое производство поступили лишь несколько видов функциональных схем (например, пьезоэлемент, непосредственно преобразующий электрические колебания в механические). В итоге выбор пал на твердотельные интегральные микросхемы (ИМС).

Возникла новая проблема – какой физический принцип положить в основу работы ИМС. Конкурировали: твердотельная полупроводниковая электроника, электроника на цилиндрических магнитных доменах, диэлектрическая электроника (в основном, плёночная), акустоэлектроника, оптоэлектроника и ионика. Как известно, природа «выбрала» иону. Во всех биологических системах уже более трёх миллиардов лет передача и преобразование управляющих сигналов обеспечивается перемещением ионов. Однако, довольно быстро первые позиции в этой борьбе заняла полупроводниковая интегральная электроника (совмещенная с плёночной). Главными причинами победы полупроводниковой микроэлектроники являются: *а)* возможность создавать на основе ИМС сложные электронные схемы и системы различного назначения – от микропроцессора, управляющего игрушкой, до системы, копирующей работу мозга и *б)* возможность разработать чрезвычайно высокопроизводительную технологию массового производства ИМС. Такими качествами не обладала ни одна из конкурирующих электроники. Поэтому они заняли более скромные позиции в современной технике.

Ещё одна серьезная проблема – выбор полупроводникового материала. По совокупности достоинств, важных для массового производства недорогих ИМС, предпочтительным оказался кремний. Большую роль в этом выборе сыграли неограниченность, низкая стоимость и доступность сырья для производства кремния в необходимых объёмах (в земной коре его содержится около 30 %).

Наиболее судьбоносным оказался выбор основ технологии ИМС. Два принципиально разных подхода были предложены изобретателями ИМС Д. Килби и Б. Нойсом. Килби предложил ИМС в виде совокупности отдельных схемных элементов, монолитно связанных с кремниевой пластиной и возвышающихся над её поверхностью (мезоструктура). Интегральная схема Нойса была планарной. Она включала планарные транзисторы, их изоляцию с помощью планарных электронно-дырочных переходов, тонкие поверхностные диэлектрические слои и располагающуюся на них межэлементную разводку в виде металлических пленок. Планарная технология обеспечивает одновременное формирование всех

схемных элементов на всех обрабатываемых в технологическом реакторе кремниевых пластинах для всех изготавливаемых ИМС. Такая технология оказалась удивительно высокопроизводительной. В настоящее время с её помощью в мире производится 10^{21} схемных элементов для ИМС в год. Кроме того, планарная технология позволила традиционной микроэлектронике преодолеть наноразмерный рубеж и обеспечить производство наноразмерных схемных элементов. Это пока единственное направление нанoeлектроники, реально обеспечивающее массовое производство интегральных наносхем (ИНС). Минимальный топологический размер элементов приближается к пределу физических возможностей данной технологии (около 10 нм).

Снятие указанного предела может быть обеспечено только переходом на использование в электронике новых материальных объектов и новых физических эффектов. Естественно, что их поиски осуществляются в мире объектов, меньших применяемых в традиционной микроэлектронике, а это – нанобъекты. Нанoeлектроника, построенная на использовании этих объектов, развиваясь, осваивает всё новые эффекты, включая такие, особенности которых существенно зависят от размера объекта (квантово - размерные эффекты).

К используемым в нанoeлектронике эффектам относятся: туннельный эффект, резонансный и спинзависимый туннельные эффекты, кулоновская блокада, баллистическая проводимость, зависимость энергетического спектра электрона от размерности нанобъекта, зависимости энергетического спектра электронов углеродной нанотрубки от её хиральности, геометрических особенностей и деформации. Список основных объектов, используемых в нанoeлектронике, включает: квантовые точки, квантовые нити, квантовые ямы, наноразмерные потенциальные барьеры, нанотрубки, ансамбли электронных спинов в веществе, молекулы ДНК, кластеры отдельных молекул и т.д. Каждый из перечисленных эффектов и материальных объектов может быть положен в основу развития некоторого направления нанoeлектроники. Возникает технически труднейшая проблема – выбор такого направления нанoeлектроники, на основе которого можно было бы создать массовое производство недорогих и высоконадёжных ИНС. Решение этой проблемы находится пока в зачаточном состоянии. Даже среди самых активных сторонников различных направлений практически трудно найти таких, которые проявляли бы абсолютную уверенность в успехе своего направления. Например, А. Ферт (Франция), получивший в 1988 г. Нобелевскую

премию за открытие гигантского магнитосопротивления, убедительно описывающий, как и почему «спинтроника скоро станет основой развития всей электронной индустрии», всё же не выражает полной уверенности в том, что именно «этот подход выиграет конкурентную борьбу с другими направлениями».

Вероятен сценарий, при котором возникнет не одно наноэлектронное направление, значительно преобладающее по объёмам производства в сравнении с другими (как это произошло с микроэлектроникой). Возможно, разные направления наноэлектроники будут использоваться «на равных», причем без полного вытеснения традиционной микроэлектроники.

Вторая чрезвычайно трудная техническая проблема – создание высоконадёжной межэлементной разводки в ИНС. В наноэлектронике, в отличие от микроэлектроники, кроме общей проблемы, касающейся совокупности всех соединений («тирания межсоединений»), существует проблема контакта проводящей дорожки с отдельным элементом. Скорее всего, эта проблема найдет эффективное решение только в процессах самосборки или самоорганизации элементов наносхем.

В наследство от микроэлектроники осталась не решенная ею проблема объёмных ИМС. Создание объёмных ИНС схем более, чем на порядок, увеличит плотность упаковки элементов по сравнению с планарными схемами. Для решения этой проблемы, возможно, придется копировать методы создания объёмных структур природой в биологических системах.

Еще одна проблема – отвод тепла, выделяемого громадным числом элементов ИНС, находящихся в малом объёме. Для наноэлектроники эта проблема более остра, чем для микроэлектроники. К счастью, в наноэлектронике могут быть использованы схемные компоненты с предельно малым энергопотреблением, например, одноэлектронные диоды и транзисторы.

Придется решать также проблему обеспечения массового производства ИНС большими объёмами специальных материалов. Например, для промышленного производства ИНС на углеродных нанотрубках, потребуется громадное количество недорогих абсолютно идентичных по геометрическим, структурным и электрическим свойствам трубок. Получение таких нанотрубок пока чрезвычайно дорого, и обеспечивает только лабораторные исследования, хотя смеси нанотрубок с различными

и не строго контролируемые свойствами уже изготавливаются на промышленной основе.

Проблемы не технического характера, возникающие перед нанoeлектроникой, ещё более разнообразны и сложны. Сюда относятся экологические, этические, юридические и социо-гуманитарные проблемы. Их решение, как правило, должно опережать решение технических проблем. Это объясняется тем, что если, например, выяснена абсолютная экологическая недопустимость производства какой-либо нанопродукции без перспективы радикально изменить такую ситуацию в будущем, то нет смысла решать технические проблемы её производства. Этические проблемы и связанные с ними юридические проблемы возникают, в основном, в области воздействия нанoeлектронных устройств на физиологическое и психическое состояние человека. Решение таких проблем находится в настоящее время в зачаточном состоянии. Социальные проблемы могут возникнуть, например, на пути совершенствования «интеллектуальных» роботов. В связи с этим уже сформулирован так называемый «Первый Закон робототехники»: «Робот не может обладать способностью своим действием или бездействием причинять вред человеку. Робот должен абсолютно подчиняться командам человека, если они не противоречат Первому Закону» (Айзек Азимов).

Особенно многочисленны проблемы применения нанoeлектроники в военных целях. Так, например, разработка мощных нанокomпьютеров и сопряженных с ними сенсорных систем позволит создавать самоуправляемые военные нанороботы размером не более 1 мм^3 и весом примерно 10^6 нанограммов. Пусть вес боевого комплекта такого наноробота в виде смертельных доз токсина ботулизма (100 нг), будет составлять 1 % веса робота, тогда 10^6 роботов, выпущенных из одного контейнера объёмом в 1 литр, смогут поразить всех солдат мира и попутно десятки миллионов мирных граждан. И это ещё не самый опасный для мирного населения эпизод войны с применением nanoоружия.

Однако будем оптимистами и надеемся, что нанoeлектроника успешно преодолеет все проблемы своего развития, и её вклад в прогресс цивилизации на Земле окажется всецело положительным.

ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ

С.Н. Чеботарев, А.С. Пащенко

Южный научный центр РАН, г. Ростов-на-Дону,
Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Введение

Полупроводниковые гетероструктуры являются основой эффективных электронных устройств [1]. Наблюдается интенсивный рост теоретических и экспериментальных работ, посвященных методам получения, моделированию и аналитическому исследованию свойств полупроводниковых нульмерных квантово-размерных структур, а также проблемам конструирования полупроводниковых приборов на их основе. Использование гетероструктур на квантово-размерных эффектах открывает новые перспективы развития наноэлектроники [2]. Внедрение квантовых точек (КТ) в электронно-дырочный переход изменяет его зонную диаграмму путем образования дополнительной энергетической подзоны, которая может использоваться для поглощения (фотоприемники) или генерации (лазеры) дополнительных фотонов с энергией меньше ширины запрещенной зоны базового полупроводникового материала [3]. Управление токовыми характеристиками фотоприемников или эмиссионными свойствами лазеров может осуществляться изменением состава КТ, их геометрических размеров, взаимной ориентацией в вертикально-связанных слоях, а также поверхностной плотностью. Однако, наиболее технологически управляемым параметром является геометрический размер КТ, который определяет положение промежуточной подзоны полупроводникового устройства на основе квантово-размерных гетероструктур.

Настоящая лекция посвящена описанию физических принципов функционирования фотоэлектрических преобразователей с промежуточной подзоной на гетероструктурах с квантовыми точками.

1. Принцип функционирования фотоэлектрических преобразователей с промежуточной подзоной на гетероструктурах с квантовыми точками

Особенностью фотоэлектрических преобразователей на квантово-размерных гетероструктурах является наличие промежуточной энерге-

тической подзоны. ФЭП с промежуточной подзоной представляет собой многослойную структуру. Основное отличие конструкции ФЭП с промежуточной подзоной от классического однопереходного ФЭП заключается в наличии 10-30 слоев КТ, расположенных между *p*-и *n*-областями. Зонная энергетическая диаграмма ФЭП с промежуточной подзоной показана на рисунке 1, где E_G – ширина запрещенной зоны, E_H и E_L – ширины промежуточных подзон.

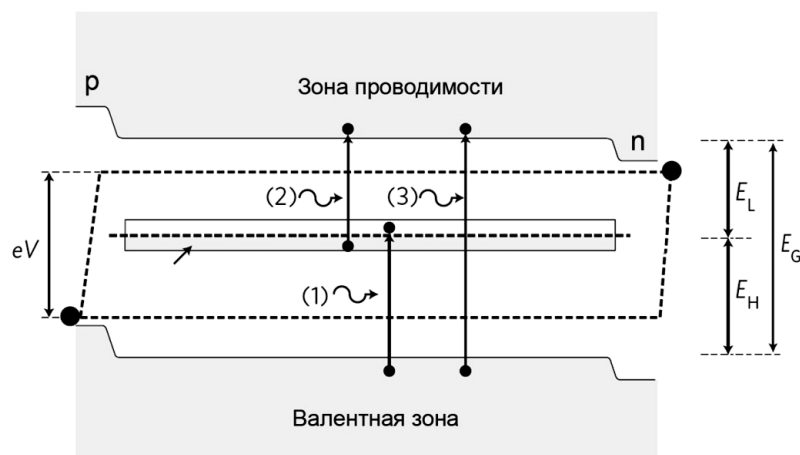


Рис. 1. Зонная диаграмма ФЭП с промежуточной подзоной

В ФЭП с промежуточной подзоной фотоны с энергией меньше ширины запрещенной зоны используются для генерации тока, являющегося дополнительным к основному току, создаваемому в результате поглощения фотонов с энергией больше ширины запрещенной зоны базового материала. Существует несколько механизмов перехода электронов из валентной зоны в зону проводимости через промежуточную подзону. Независимо от механизма законы термодинамики требуют, чтобы процесс перехода электрона из валентной зоны в зону проводимости через промежуточную зону происходил с участием двух фотонов. Самый очевидный вариант заключается в последовательном поглощении двух фотонов с энергией меньшей ширины запрещенной зоны, возбуждающих переход электрона из валентной зоны в промежуточную (процесс «1») и с промежуточной в зону проводимости (процесс «2»). Процесс «3» определяет переход электрона из валентной зоны в зону проводимости.

Альтернативой указанным процессам является механизм ударной ионизации (процесс «4»), в котором энергия электрона, возвращающегося из промежуточной зоны в валентную зону, используется для перехода другого электрона из промежуточной зоны в зону проводимости. Отметим, что для процесса «4» также требуется два фотона – один фотон, как

и прежде, переводит электрон из валентной зоны в промежуточную зону, другой фотон переводит электрон из валентной зоны в промежуточную зону. Затем электрон из промежуточной зоны может вернуться обратно в валентную зону, передавая свою энергию посредством ударной ионизации другому электрону, который переходит из промежуточной зоны в зону проводимости. Конечным результатом этих процессов для стационарного случая является образование электронно-дырочной пары при поглощении двух фотонов. Отметим, что каждый из указанных процессов имеет обратные процессы - люминесценция и Оже-рекомбинация.

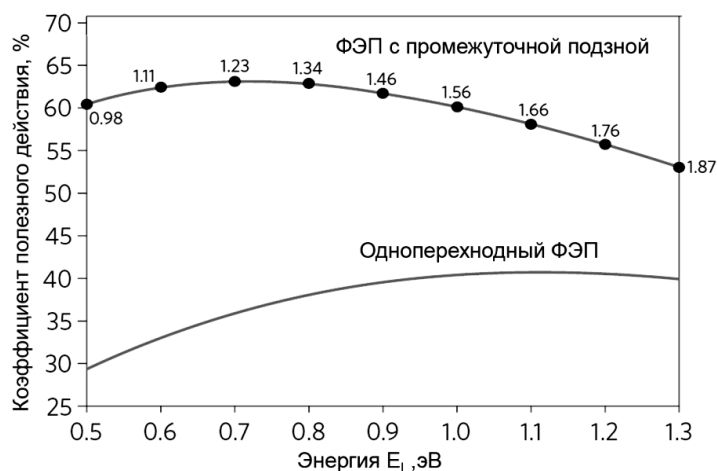


Рис. 2. Зависимость КПД ФЭП с промежуточной подзоной от ее ширины

Рассмотрим вопрос о предельном теоретическом КПД ФЭП с промежуточной подзоной. В 1997 году Лука с сотрудниками [4], используя подход, сходный с представлениями, предложенными в 1961 году Шокли и Квайссером [5], на основе принципа детального равновесия получили значение КПД ФЭП с промежуточной подзоной на основе гетероструктуры InAs-QD/GaAs, равное 63 % при изотропном освещении (концентрация 46 050 солнц) и температуре Солнца и Земли 6000 К и 300 К (см. рис. 2). На этом же рисунке представлен предельный КПД ФЭП с одной запрещенной зоной, равный 41 %, рассчитанный Шокли и Квайссером в тех же условиях.

Укажем, что оптимальный ФЭП с промежуточной подзоной должен иметь общую ширину запрещенной зоны порядка 1,95 эВ, которая разделена на две подзоны с ширинами запрещенной зоны 0,71 эВ и 1,24 эВ. Квазиуровни Ферми электронов в различных зонах располагаются вблизи границ зон. Поскольку напряжение любого ФЭП представляет собой разницу между квазиуровнем Ферми на электроде, контакти-

рующем с полупроводником п-типа, и квазиуровнем Ферми на электроде, контактирующем с полупроводником р-типа, то максимальная ЭДС ФЭП с промежуточной подзоной ограничена величиной 1,95 эВ, хотя он все еще способен поглощать фотоны с энергией выше 0,71 эВ. Отметим, что однопереходные ФЭП не могут обеспечить напряжение большее, чем наименьшая энергия фотона, который они способны поглотить. ФЭП с промежуточной подзоной могут обеспечить высокую фотоЭДС, поглощая два фотона с получением одного электрона высокой энергии.

Идеальная модель ФЭП с промежуточной подзоной описана в работе [4]. Позже в модель были включены неидеальные элементы, учитывающие взаимосвязь коэффициентов поглощения, эффекты ударной ионизации и Оже-рекомбинации [6]. На рисунке 3 представлена эквивалентная схема ФЭП с промежуточной подзоной, учитывающая все эти эффекты.

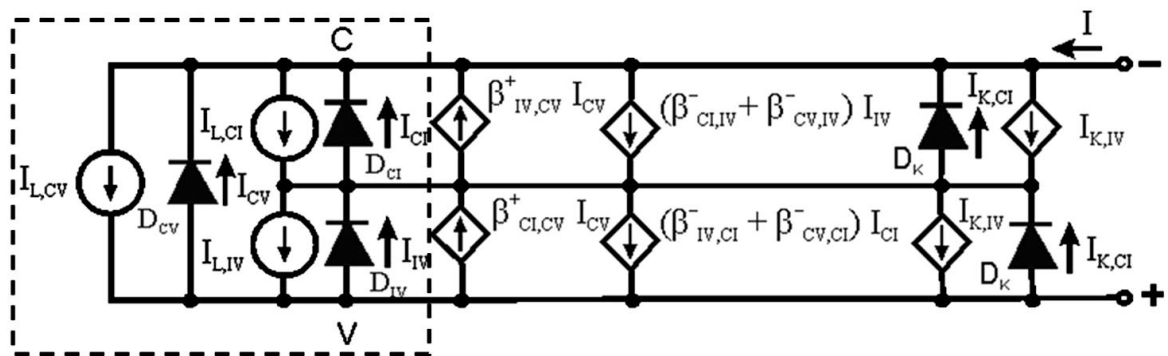


Рис. 3. Эквивалентная схема ФЭП с промежуточной подзоной

Идеальный ФЭП с промежуточной подзоной может быть описан эквивалентной схемой трехкаскадного ФЭП, показанной на рисунке 3 внутри прямоугольника. Элементы, расположенные правее прямоугольника, учитывают процессы рекомбинации носителей заряда: безизлучательную, ударную и Оже-рекомбинацию. В отсутствии безизлучательной рекомбинации элементы, помеченные коэффициентами $\beta_{xy,zw}^{\pm}$ равны нулю и эквивалентная схема значительно упрощается. Кроме того, если механизмы Оже-рекомбинации и ударной ионизации пренебрежимо малы, то эквивалентная схема переходит в классическую схему трехкаскадного ФЭП. Расчет параметров эквивалентной схемы может быть проведен только на основе экспериментальных измерений фотолуминесценции, спектральных и вольтамперных характеристик образцов ФЭП с промежуточной подзоной.

Первые ФЭП с промежуточной подзоной были получены в 2004 году на основе гетероструктур InAs-QD/GaAs [6] и имели конструкцию, показанную на рисунке 1,а. Позже в работе [7] показано, что для создания ФЭП с промежуточной подзоной можно использовать гетероструктуры Ge-QD/Si. Для выращивания квантовых точек InAs на поверхности GaAs и Ge на поверхности Si чаще всего используется молекулярно-лучевая эпитаксия в режиме Странского-Крастанова, реже используют газофазную эпитаксию. При всех несомненных достоинствах этих методов выращивания, они обладают рядом недостатков. Сложное технологическое оборудование и низкая производительность тормозят применение метода молекулярно-пучковой эпитаксии при массовом производстве ФЭП с промежуточной подзоной. В методе газофазной эпитаксии отсутствует возможность непосредственного контроля процесса осаждения нанослоев и формирования КТ, кроме того в этом методе используется химически активная атмосфера, что создает определенные проблемы экологического характера. Нами предложен альтернативный по отношению к молекулярно-лучевой и газофазной эпитаксиям метод ионно-лучевой кристаллизации, который характеризуется использованием низкого вакуума, высокой производительностью, возможностью осуществления процессов ионной очистки подложки и осаждения в едином технологическом цикле, что в целом позволяет существенно снизить стоимость получаемых структур. В следующем разделе представлены результаты оригинальных исследований по выращиванию методом ионно-лучевой кристаллизации наногетероструктур InAs-QD/GaAs [8, 9].

2. Ионно-лучевая кристаллизация наногетероструктур InAs-QD/GaAs

Выращивание наногетероструктур InAs-QD/GaAs проводилось на специально сконструированной экспериментальной установке ионно-лучевого осаждения, выполненной на базе стандартной ростовой камеры с двухуровневой вакуумной системой, блока электропитания СЕФ-53М, источника ионов КЛАН-53М, системы газоподачи и автоматической заслонки.

Для экспериментальных исследований использовались подложки арсенида галлия (100) n-типа, подвергнутые предварительной стандартной обработке. Подложки GaAs, закрепленные в специальной кассете, помещались в ростовую камеру, находящуюся при давлении 10^{-3} Па, нагревались до рабочей температуры 550 °С и подвергались предваритель-

ной очистке ионным пучком аргона в течение 60 секунд. Затем подложки охлаждались до температуры $T \sim 490^\circ\text{C}$ и проводился процесс ионно-лучевого осаждения арсенида индия со скоростью $V \sim 0,8\text{ нм/с}$.

Исследование топографии поверхности образцов после осаждения арсенида индия проводили на атомно-силовом микроскопе Solver NV и сканирующем электронном микроскопе Quanta 200. Для идентификации области исследования образцов использовались специальные метки, выращенные электронно-лучевой стимуляцией по методу [10]. Статистическое распределение размеров квантовых точек определялось с помощью специальной программы обработки результатов АСМ-исследования Image Analysis 2.1.2 инструментом Threshold.

Измерение фотолюминесценции проводилось в спектральном диапазоне от 950 до 1500 нм при температуре 300 К. В качестве источника возбуждающего оптического излучения использовался инжекционный лазер с длиной волны 402 нм мощностью излучения 8.5 мВт. Фотодетектором служил германиевый фотодиод ФПУ ФДГ с рабочим спектральным диапазоном длин волн от 0.5 до 2 мкм. Возбуждение фотолюминесценции осуществлялось со стороны верхнего слоя КТ InAs.

На рис. 4 представлены СЭМ и АСМ изображения поверхности наногетероструктур InAs-QD/GaAs, сформированных на предварительно очищенной ионами аргона подложке GaAs. Эффективная толщина смачивающего слоя InAs в данной структуре составляла $\sim 10\text{ нм}$. На снимках видны трехмерные островки InAs в виде квантовых точек и нанокластеров. По данным АСМ-изображений латеральные размеры отдельных КТ составляют порядка $\sim 20\text{ нм}$, а высота $\sim 5\text{ нм}$, что соответствует размерам КТ InAs в матрице GaAs и свидетельствует о возможности формирования методом ионно-лучевого осаждения гетероструктур с КТ.

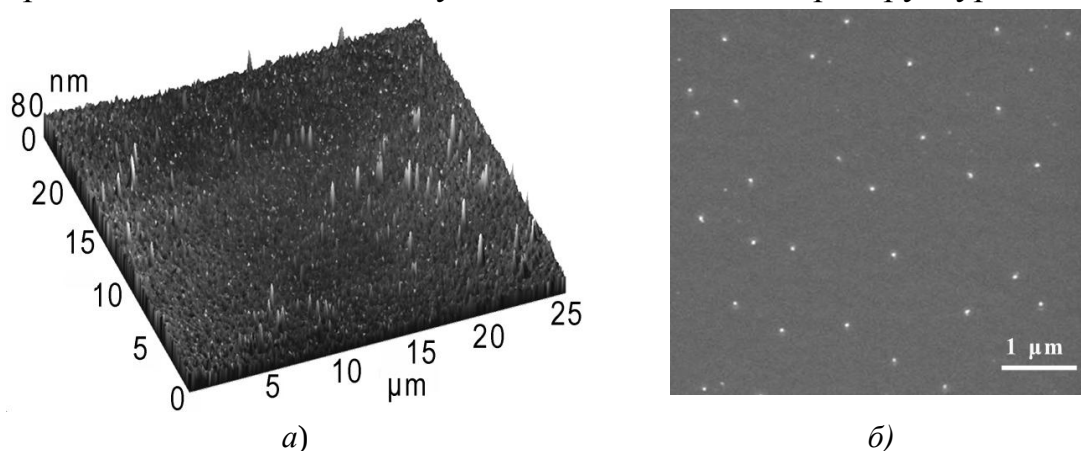


Рис. 4. КТ InAs на подложке GaAs, полученные ионно-лучевой кристаллизацией: а – 3D АСМ-изображение КТ InAs/GaAs, б – СЭМ-изображение топографии КТ InAs/GaAs

Статистическое распределение размеров квантовых точек определялось с помощью программы обработки результатов АСМ-исследования Image Analysis 2.1.2 инструментом Threshold. Эта программа позволяет автоматически определять неоднородности на поверхности АСМ-изображений (в данном случае это квантовые точки и нанокластеры InAs) и отображать их в виде карты распределения (см. рис. 5,а).

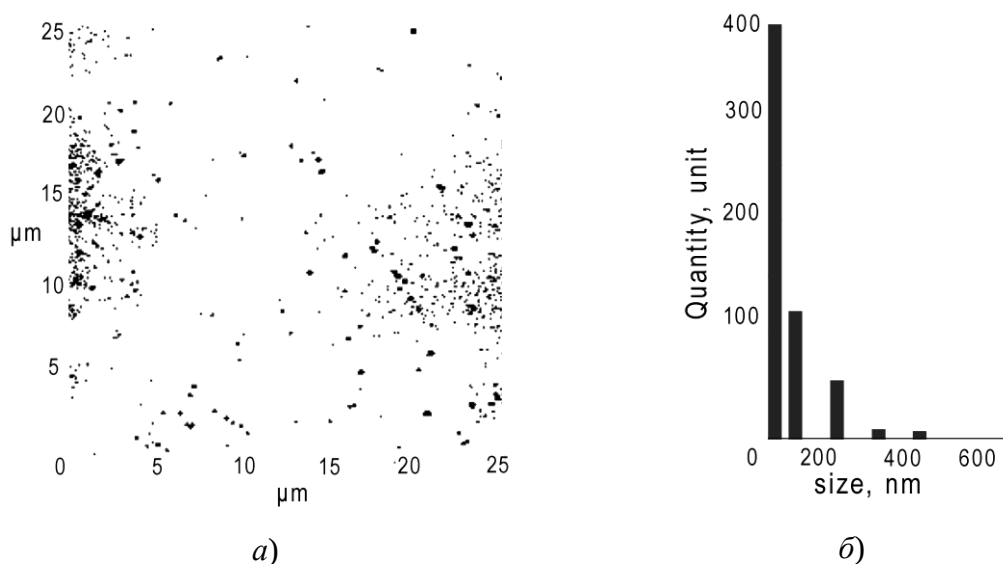


Рис. 5. Статистическое распределение квантовых точек и нанокластеров InAs по размерам: а – обработанное АСМ-изображение поверхности с помощью инструмента Threshold; б – гистограмма распределения по размерам

По данным обработанного АСМ-изображения построена гистограмма распределения выявленных морфологических неоднородностей, представленная на рис. 5,б. Из гистограммы видно, что на исследованном участке размером 25x25 мкм образовалось около 380 квантовых точек с размерами менее 35 нм. Также имело место при данных экспериментальных условиях формирование нанокластеров InAs с размерами от 50 до 100 нм. При этом их количество на указанном выше участке не превышало 120 штук. Анализ статистических данных позволил оценить поверхностную плотность КТ InAs, которая достигает порядка 10^5 шт/мм².

На рис. 6 представлен характерный спектр фотолюминесценции ($T=300\text{K}$), наногетероструктуры InAs-QD/ GaAs, полученных методом ионно-лучевой кристаллизации. Полоса спектра фотолюминесценции образована тремя пиками с максимумами PL1, PL2, PL3. Пик PL3 соответствует краю собственного поглощения арсенида галлия, что указывает

на проникновение возбуждающего излучения в подложку GaAs и возбуждении в нем межзонной фотолюминесценции. Малая величина интенсивности пика PL3 по сравнению с интенсивностями пиков PL1 и PL2, по-видимому, объясняется двумя причинами. Во-первых, только малая часть возбуждающего излучения достигает области n-GaAs. Во-вторых, это может обуславливаться высокой скоростью процесса безызлучательной рекомбинации на границе слоя $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ и подложки GaAs.

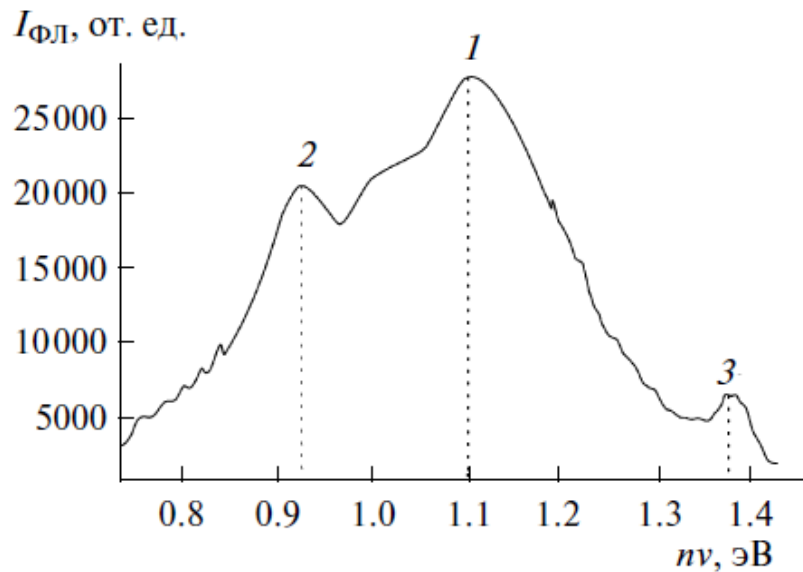


Рис. 6. Характерный спектр фотолюминесценции наногетероструктуры InAs-QD/GaAs, полученной ионно-лучевой кристаллизацией

Пик PL2 образован в результате излучательной рекомбинации в слое $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$. В соответствии с [11] ширина запрещенной зоны нелегированного слоя твердого раствора $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ при $T=300\text{K}$ определяется как $E_g=0.36+0.63x+0.43x^2$ эВ. При $x=0.64$ ширина запрещенной зоны E_g становится равной 0.94 эВ, что хорошо согласуется с энергией излучения фотолюминесценции для пика PL2. Пик фотолюминесценции PL1 имеет большую интенсивность, а также смещение в коротковолновую область спектра относительно пика PL2 на $\Delta E \approx 200$ мэВ. По нашему мнению, это связано с наличием дискретных уровней в квантовой яме $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ образованных квантовыми точками InAs. Большая полуширина PL1 обусловлена наличием квантовых точек, имеющих дисперсию по размерам.

Заключение

Описаны принципы работы фотоэлектрического преобразователя с промежуточной энергетической подзоной на основе гетероструктур с квантовыми точками. Представлена эквивалентная электрическая схема такого фотоэлектрического преобразователя, учитывающая излучательную рекомбинацию, ударную ионизацию и Оже-рекомбинацию. Рассмотрена методика ионно-лучевой кристаллизации наногетероструктур InAs-QD/GaAs для фотоэлектрических преобразователей с промежуточной подзоной.

Литература

1. Алферов Ж.И. История и будущее полупроводниковых гетероструктур // Физика и техника полупроводников. 1998. Т. 32. Вып. 1. – С. 3-17.
2. Леденцов Н.Н., Устинов В.М., Щукин В.А., Копьев П.С., Алферов Ж.И., Бимберг Д. Гетероструктуры с квантовыми точками: получение, свойства, лазеры // Физика и техника полупроводников. 1998. Т. 32. Вып. 4. – С. 385-410.
3. Weisbuch C., Vinter B. Quantum Semiconductors Structures, Fundamentals and Applications. San Diego: Academic. 1991. – 218 p.
4. Luque A., Martí, A. Increasing the efficiency of ideal solar cells by photon induced transitions at intermediate levels // Phys. Rev. Lett. 1997. – P. 5014-5017.
5. Shockley W., Queisser, H. J. Detailed balance limit of efficiency of p–n junction solar cells // J. Appl. Phys. 1961. Vol.32. P. 510-519.
6. Luque A., Martí A., Stanley C. et al. General equivalent circuit for intermediate band devices: potentials, currents and electroluminescence // J. Appl. Phys. 2004. Vol.96. – P. 903-909.
7. Kechiantz A.M., Sun K.W., Kechiyants H.M. & Kocharyan L.M. Selfordered Ge/Si quantum dot intermediate band photovoltaic solar cells // Int. Sci. J. Alt. Energ. Ecol. 2005. Vol. 12. – P. 85-87.
8. Лунин Л.С., Сысоев И.А., Алфимова Д.Л., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. Исследование фоточувствительных гетероструктур InAs/GaAs с квантовыми точками, выращенных методом ионно-лучевого осаждения // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2011. № 6. – С. 58-62.
9. Лунин Л.С., Сысоев И.А., Алфимова Д.Л., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. Фотолюминесценция гетероструктур i-Ga_xIn_{1-x}As/n-GaAs со стохастическим массивом квантовых точек InAs // Неорганические материалы. 2011. Т. 47. № 8. – С. 907-910.
10. Лозовский В.Н., Чеботарев С.Н., Ирха В.А., Валов Г.В. Получение и использование позиционных меток в сканирующей зондовой микроскопии // Письма в ЖТФ, 2010, т. 36, вып. 16. – С. 12-17.

ПРИНЦИПЫ КОНТРОЛИРУЕМОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ТЕХНОЛОГИЯХ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМ

А.В. Благин

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Шведский химик Ханнес Альвен, нобелевский лауреат, предсказал в начале 1970-х годов генеральные направления развития науки на ближайшие десятилетия – однажды он заметил, что изучение естественных наук выходит на 3 главных фронта: 1) изучение очень большого; 2) изучение очень малого; и 3) изучение очень сложного. Без преувеличения можно сказать, что низкоразмерные системы (или, применительно к современной электронике - наноструктуры) можно отнести сразу ко 2-му и 3-му фронтам. О малости наноструктур знает каждый современный школьник, поэтому скажем об их сложности. Разумеется, каждый объект – сложен, однако традиционные исследовательские программы ориентированы на исследование отдельных свойств объектов, и это обстоятельство упрощает решение большинства задач. В случае низкоразмерных систем уже на базовой ступени мы видим, что абстрагирование от каких-либо свойств этих систем уведет исследователя в сторону – самые простейшие характеристики – геометрические размеры здесь являются определяющими – а термодинамические и кинетические характеристики, столь значимые в ходе технологических процессов, разумеется, уже нельзя описать статистически. Индивидуальность низкоразмерных систем как объектов, где особенно ярко проявляются квантовые свойства – это важная их отличительная черта, которая обычно не берется во внимание.

Исследование процессов кристаллизации полупроводников с заданными свойствами, проявляющих широту возможных механизмов формирования структуры и ее деградации, показывает, что в каждом конкретном случае необходим учет специфических эффектов, сопровождающих как фазовые переходы в средах, так и их стационарную динамику. Поэтому необходима разработка *фундаментальных принципов* в изучении процессов формирования и службы твердотельных структур, на основе которых возможно достаточно надежное прогнозирование поведения формирующейся структуры и субструктуры материалов

электронной техники и эффективное управление в технологиях этих материалов на микро- и наноуровне.

В работе [1] в этом направлении предлагается использование идей и методов *теории сложных систем* (самоорганизации, нелинейных процессов) и развиваемых в ее рамках представлений о детерминированном хаосе как о сверхсложном упорядоченном поведении динамических систем, структура которого не обнаруживает себя при использовании “классических” методов исследования порядка (например, метода Фурье). Разумеется, сама теория сложных систем находится на этапе становления, а применяемые ею методы пока далеки от совершенства. Идея о *самоорганизации* появилась как вариант объяснения возникновения упорядоченных структур в неупорядоченных средах. *Главным содержанием процессов самоорганизации считается возникновение когерентности в исходно хаотической среде.* Система называется самоорганизующейся, если она без специфического воздействия извне, т.е. спонтанно, обретает какую-то пространственную, временную или функциональную структуру [2]. В результате самоорганизации система приобретает новые коллективные свойства, которыми изначально не обладают ее элементы. Эти свойства проявляются в виде корреляций, т.е. создаются и поддерживаются воспроизводимые взаимоотношения между удаленными частями системы. В кристаллах корреляции проявляются в виде среднего и дальнего порядка, структуры с фрактальной размерностью системы уравнений, описывающей ее. В неупорядоченных материалах они существуют в виде небольшого (относительно числа атомов) множества гармоник, формирующих хаотическую динамику. В [2] предлагается схема математической формализации процессов самоорганизации, основанная на том факте, что с точки зрения теории сложных систем в результате самоорганизации у системы остается небольшое число параметров порядка, которые определяют ее поведение. *На этом базируется главная идея изучения этих систем, т.е. нет необходимости исследовать динамику всего исходного бесконечномерного фазового пространства.* Считаем, что такая идея может рассматриваться как программа теоретических исследований, однако и на качественном уровне возможна формулировка некоторых основополагающих принципов контролируемого воздействия экспериментатора на ростовую среду с целью формирования заданной субструктуры материалов.

Необходимо иметь в виду, что “теоретическим” пробным камнем здесь выступает известная флуктуационно-диссипативная теорема

(ФДТ), которая связывает флуктуации системы (их спектральную плотность) с её диссипативными свойствами. ФДТ выводится из предположения о том, что отклик системы на малое внешнее воздействие имеет ту же природу, что и отклик на спонтанные флуктуации. Флуктуационно-диссипативная теорема даёт возможность рассчитать взаимосвязь между молекулярной динамикой системы в состоянии термодинамического равновесия и макроскопическим поведением системы, наблюдаемым при динамических измерениях. Таким образом, модели системы на молекулярном уровне могут быть использованы для количественного предсказания линейных макроскопических свойств материалов. Отклонение поведения (даже неравновесных) систем от флуктуационно-диссипативной теоремы является признаком возникновения нелинейности в поведении системы. В [3] показано, что при определенных значениях параметров процесса кристаллизации многокомпонентных твердых растворов в поле температурного градиента, варьируя плотность и теплопроводность расплава, произвольно изменяя скорость роста эпитаксиальных слоев, можно достичь такого неустойчивого режима, при котором флуктуации концентрации вызывают формирование пространственно упорядоченных структур в многокомпонентных твердых растворах.

В новых технологиях следует исходить из того, что их управляющие параметры должны быть согласованы с внутренними динамическими процессами в веществе. Нами были описаны условия формирования низкоразмерных структур методами градиентной жидкофазной эпитахии (ГЖЭ) [3, 5], в частности, исследованы особенности эксперимента и механизмы формирования островковых пленок соединений Al_3B_5 . Скорость роста пленки с удовлетворительным разбросом островков по площади и по латеральным размерам составляет около 200 нм/мин по высоте, при этом возможна деградация островков, вызванная крупномасштабными (на областях с характерным размером 5 мкм и более) флуктуациями температуры ($\delta T \leq \pm 0,5 \text{ K}$). Для предотвращения указанных явлений необходима комбинация процесса охлаждения и протаскивания подложки под раствором-расплавом при достижении температуры солидуса – по времени такие процессы должны быть согласованы, т.е., скорость перемещения подложки должна быть порядка 0,5 мкм/мин в диапазоне температур (405÷425 °C). Как следует из экспериментальных данных, процесс охлаждения является естественной внутренней реакцией двухфазной системы на сложный сигнал, управляемый компьютером

на основе динамической характеристики тепловой системы; позиционирование подложки – внешний, управляемый экспериментатором автоматически, процесс. Если же выбирать иные скорости перемещения подложки, можно получить сплошные эпитаксиальные пленки. Далее, в работе [4] решены так называемые *эволюционные уравнения для межфазных границ*, решениями которых являются: 1) поле концентраций компонентов и 2) поле скоростей жидкой зоны – как функции координат и времени. Автор выделяет 2 подсистемы решений – *а) так называемую быструю, или архимедову*, для которой существенны гравитационные силы и релаксация возмущений (которые являются членами решений) происходит в обычных диапазонах температур (на 100-300 К менее температуры плавления подложки), градиентах (менее 50 К/см) и значениях толщины жидкой зоны ($\ell \geq 50$ мкм) на очень коротких временах (менее 0,1 с); еще одной особенностью является развитие неустойчивости межфазных границ и расширение спектра реакций системы при больших значениях указанных параметров – от фрагментации жидкой зоны (что, как отмечалось выше, может быть использовано в качестве формирования субструктуры эпитаксиальных слоев), до деградации подложки; и *б) – медленную, конвективную подсистему*, для которой характерны “плавные” возмущения межфазных границ, в ходе которых происходит перераспределение компонентов. Изменяя знак градиента температуры и, соответственно, направление движения жидкой зоны, можно управлять распределением компонентов, как показано в работе Л.С. Лунина, А.В. Благина и др. [5].

Отсюда вытекает первый принцип контролируемого технологического воздействия на двухфазную систему “многокомпонентный расплав – твердотельная структура” – принцип использования разных временных масштабов термодинамических процессов.

Анализ процессов формирования субструктуры среды показывает, что существует некоторый критический размер возмущения, который оценивает предельные релаксирующие геометрические неоднородности межфазных границ [6]. Такой “размерный” фактор выступает в качестве внутреннего управляющего параметра; внешним является задание геометрических характеристик создаваемого на межфазных границах рельефа – можно вызывать фрагментацию первоначально целостной жидкой зоны на отдельные фрагменты заданных размеров и заданного количества [7]. Проводя в дальнейшем процесс ЖФЭ и перемещая через кристалл полученные таким образом квазилинейные и/или точечные

жидкие включения, можно сформировать заданную внутреннюю структуру (субструктуру) кристалла, в которой электронные и/или структурные свойства различных областей будут заданном образом варьироваться. Так, указанным образом можно формировать n - n^+ структуры, описанные в [8], или мультикристаллы [9], которые обычно получают другими, более трудоемкими или экологически небезопасными способами. Перечисленные возможности приводят ко *второму принципу контролируемого технологического воздействия на двухфазную систему – принципу выбора пространственного масштаба, на котором осуществляется воздействие.*

Так, проиллюстрировать действие этого принципа можно уже на микроуровне. В работе [10] нами было показано, что использование локальных зон раствора – расплава на основе Ga , In , Bi позволяет встраивать в подложку арсенида галлия сквозные каналы шириной 20 – 40 мкм или ячейки прямоугольного сечения заданного типа проводимости и состава. С помощью двух взаимно перпендикулярных серий линейных индиевых зон в подложке $GaAs$ формировали сквозные каналы узкозонного твёрдого раствора $In_{0,1}Ga_{0,9}As$ с шириной запрещённой зоны $\sim 1,3$ эВ. С помощью чистых галлиевых зон в подложках арсенида галлия получены каналы с пониженной концентрацией олова, а также проводящие каналы n - типа проводимости, очищенные от хрома. На основе галлиевых зон, содержащих лигатуру (Si, Ge, Mn, Sn), были получены каналы p – или n – типа проводимости с заданным удельным сопротивлением. Субструктуры с проводящими каналами удобно использовать для двухстороннего монтажа интегральных схем (ИС). Возможность связи через проводящие каналы между лицевой и тыльной поверхностями особенно важна для ИС с фотоприёмными элементами, так как позволяет, в ряде случаев, полностью избавиться от контактов, расположенных на фотоактивной стороне прибора.

В “классических” вариантах ГЖЭ основными управляющими технологическими параметрами являются: состав источника и жидкой зоны; толщина жидкой зоны; температура в зоне роста и ее градиент; кристаллографическая ориентация подложки и, в случае использования монокристаллического источника, ориентация источника. Соответственно, к спектру реакций системы можно отнести: состав растущей твердой фазы и координатное распределение компонентов; скорость роста и толщину эпитаксиального слоя, а также его структурное совершенство. Известно, что для формирования субструктуры и управления

координатными зависимостями состава (и, соответственно, распределением дефектов, энергетическим спектром, электрофизическими и фотоэлектрическими характеристиками) необходимы дополнительные управляющие параметры, такие, как задаваемое экспериментатором автоматическое перемещение ростовой среды относительно нагревательных элементов и источников вещества, широтно-импульсная модуляция тока нагревателей, нестационарное тепловое поле.

Изложенные представления позволяют сформулировать условия формирования и практически осуществить получение многослойных структур, т.е., структур с квантовыми ямами, и островковых пленок – прототипов структур с квантовыми точками методом градиентной жидкофазной эпитаксии. Отсюда следует *третий принцип контролируемого технологического воздействия на двухфазную систему – принцип соответствия набора параметров воздействия спектру реакций системы.*

Этот принцип, по сути, был сформулирован английским психиатром Уильямом Эшби, энтузиастом кибернетики – тем самым, который ввел в научную мысль концепцию самоорганизации. Он сформулировал закон о требуемом разнообразии, названный его именем (закон Эшби): *“управление может быть обеспечено только в том случае, если разнообразие средств управляющего (в данном случае всей системы управления технологическим процессом) по крайней мере не меньше, чем разнообразие управляемой им ситуации”.*

Известно, что одной из важнейших проблем управляемой кристаллизации является инерционность замера температуры и управления температурным полем, обусловленная конечной скоростью процессов теплопереноса и теплопоглощения. Этот фактор диктует необходимость поиска и разработки специальных приемов устранения динамических ошибок. Для формирования полупроводниковых материалов с заданной субструктурой необходимо задание динамической характеристики установки (ДХУ), складываемой из двух факторов: инерционности разогрева и остывания нагревательного элемента и временной задержки вследствие конечной скорости передачи тепла в среде.

Практически динамические характеристики реальных датчиков определяются экспериментальными методами. Программированное управление температурно-временным режимом (ТВР) возможно на основе детального математического описания процесса распространения тепла. Для построения модели ТВР ГЖЭ используется методика, описанная в [11]. Решается начально-краевая задача о распределении тепла

в конкретной технологической системе. Решение рассмотренной задачи представляет собой функцию температурно-временного режима. Программа поддержания температурно-временного режима должна также учитывать уменьшение градиента за счет переноса тепла на основе экспериментальных оценок.

В автоматической системе управления тепловым режимом установки ГЖЭ и жидкофазной эпитаксии в качестве датчика температуры используется термопара хромель-алюмель. Она очень удобна для использования в технологическом процессе, так как имеет диапазон длительного измерения температуры от -200 до 1000 °С, а допускаемая кратковременная температура составляет 1300 °С.

Датчик выполняет функцию передачи измеряемой температуры от материала или потока к его чувствительному элементу, от которого электрический сигнал передается соединительному звену системы. В реальных конструкциях точное равенство между температурой датчика и входной температурой не достигается, так как материал датчика всегда имеет конечную теплоемкость и всегда существует разность температур для создания теплового потока в датчике или из датчика. В связи с этим входная температура является средней температурой по некоторой массе материала.

Если при физических изменениях в процессе измерения количество тепла практически остается постоянным, то увеличение тепла в датчике изменяет его температуру в соответствии с выражением:

$$\frac{dQ}{dt} = \rho_d V_d c_d \frac{dT_d}{dt},$$

где $\frac{dQ}{dt}$ – тепловой поток в датчике; ρ_d – средняя плотность датчика; V_d – объём датчика; c_d – средняя теплоёмкость датчика, T_d – температура датчика.

Тепловой поток в теплоприемнике датчика равен сумме внешнего конвекцион-ного теплового потока через поверхность датчика $\frac{dQ_k}{dt}$, внешнего теплового потока за счет радиационного обмена между поверхностью датчика и окружающей средой $\frac{dQ_p}{dt}$ и внешнего теплового потока через конструктивные элементы крепления датчика $\frac{dQ_{эл}}{dt}$. Таким образом, можно записать следующее уравнение:

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{dQ_k}{dt} + \frac{dQ_p}{dt} + \frac{dQ_{эл}}{dt}, \quad (1)$$

где λ – коэффициент теплопроводности поверхности датчика при тепловом потоке.

Величина коэффициента определяется многими факторами: размерами датчика, ориентацией датчика и т.д.; как правило, величину коэффициента определяют экспериментально;

$$\frac{dQ_k}{dt} = \lambda_s (T_{BX} - T_D), \quad \frac{dQ_p}{dt} = cSp(T_{BX}^4 - T_D^4),$$

где p – эмиссионная способность поверхности датчика; c – коэффициент излучения твердого тела. Если T_{BX} отличается от T_D не более чем на 5 %, то, полагая $T_{BX} = T_D$, можно привести уравнение (1) к виду:

$$\frac{dQ}{dt} = a_D S (T_{BX} - T_D),$$

где a_D – эквивалентный коэффициент радиационного теплового потока датчика, равный $4pcT_D$; $\frac{dQ_{эл}}{dt}$ – тепловой поток в датчике через его конструктивные элементы крепления. Для случая постоянного сечения элемента крепления можно записать:

$$\frac{dQ_{эл}}{dt} = \frac{\lambda'_k \cdot S_k}{L_k} (T_{BX} - T_D),$$

где λ'_k – коэффициент теплопроводности элемента крепления; S_k и L_k – геометрические характеристики элемента крепления.

Таким образом, дифференциальное уравнение датчика температуры может быть записано в следующем виде:

$$\frac{dQ}{dt} \cdot \rho_D V_D C_D = (\lambda S + a_D S + \lambda'_k S) (T_{\infty} - T_D).$$

Термодинамическая постоянная времени $\tau_D = \rho_D V_D C_D / (\lambda S + a_D S + \lambda'_k S)$

характеризует входную температуру: $\tau_D = \frac{dT_D}{dt} + T_D = T_{\infty}$.

Поскольку элементы системы измерения температуры имеют динамические характеристики, сравнимые с характеристиками датчиков, результирующее дифференциальное уравнение прибора для измерения температуры имеет тот же вид, что и уравнение для датчика, т.е.

$\tau_n = \frac{dT_n}{dt} + T_n = T_{\infty}$, где индекс «n» означает "прибор".

Алгоритм работы программы управления ТВР состоит в следующем. Сначала программа определяет (или использует уже созданную) динамическую характеристику установки. Динамическая характеристика определяется перед проведением технологического процесса с помощью так называемого пробного сигнала. Он генерируется следующим образом: на управляющий вход регулятора напряжения нагрева от компьютера подается сигнал "включить нагрев". При этом температура начнет повышаться, за чем и следит компьютер (а также записывает все значения температуры). Как только по показаниям термопары температура станет равной 400 °С, компьютер подает сигнал "нагрев отключить" и продолжает регистрацию температуры во время остывания ростовой композиции. В записанной реакции установки на пробный сигнал содержится информация о ее динамической характеристике. Динамическая характеристика складывается из двух факторов: инерционность разогрева и остывания нагревательного элемента и временная задержка вследствие конечной скорости передачи тепла в среде.

Передаточная функция инерционности разогрева в параметрическом виде может быть записана как

$$W(p) = \frac{K}{1 + T_1 p + T_2^2 p^2},$$

где K – коэффициент передачи; T_1 и T_2 – постоянные времени.

Передаточную функцию запаздывания запишем в виде:

$$W(p) = k e^{-p\tau},$$

где τ – время запаздывания; k – коэффициент передачи.

Объединив эти уравнения и продифференцировав их по времени, получим функцию реакции на импульсное воздействие в аналитическом виде:

$$Y(t) = \alpha + \frac{a}{(T_1 + T_2)} (T_2 \exp(T_1(t - \tau)) - T_1 \exp(T_2(t - \tau)))$$

где a – коэффициент усиления; T_1 и T_2 – постоянные времени; τ – постоянная времени задержки.

Это уравнение описывает нарастание и спад температуры при реакции нагревателя на неоконченное импульсное воздействие (рис. 1). На рис. 2 отражена идея управления осциллирующим градиентом. При снижении температуры на 0,5÷1 К происходит кристаллизация слоя с отличающимся составом. Варьируя параметры программы, можно достичь формирования системы квантовых ям – чередующихся слоев требуемой толщины.

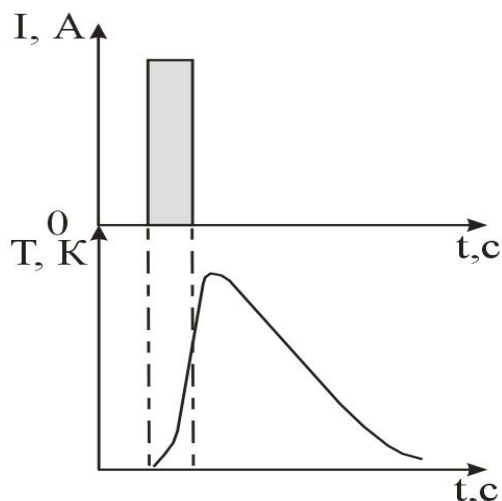


Рис. 1. Реакция нагревателя на импульсное воздействие

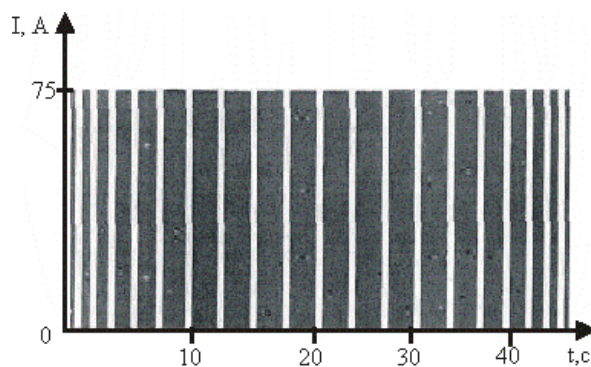


Рис. 2. Широтно-импульсная модуляция тока нагревателей, создающая переменное температурное поле

Разработка и использование ДХУ, очевидно, является существенным условием воспроизводимого формирования низкоразмерных структур в условиях ГЖЭ. Изложенное составляет основу *четвертого принципа контролируемого технологического воздействия на двухфазную систему – принципа использования инерции процессов тепло- и массопередачи.*

Перечисленные условия коррелируют с более универсальными и в этом плане, менее конкретными, “принципами управления” [2].

Определение принципов контролируемого воздействия, разумеется, не является конкретной технологической задачей. Задача такого поиска гораздо глубже и шире – ее решение дает возможность определить направления будущих исследований с целью найти отечественным исследователям те ниши и пробелы в существующей практике развития высоких технологий, которые могут быть восполнены нашими физиками и технологами и, опираясь на достижения существующих научных школ вузов, академических и отраслевых учреждений, занять достойную позицию на мировом рынке наукоемкой продукции.

Литература

1. Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. – М.: Мир, 1990.
2. Вихров С.П., Бодягин Н.В., Ларина Т.Г., Мурсалов С.М. Процессы роста неупорядоченных полупроводников с позиций теории самоорганизации // ФТП. 2005. Т. 39. Вып. 8. – С. 953-959.
3. Лозовский В.Н., Лунин Л. С., Благин А.В. Градиентная жидкофазная кристаллизация многокомпонентных полупроводниковых материалов. – Ростов-на-Дону: Изд-во СКНЦ ВШ. – 2003. – 376 с.

4. Кулинич Н.В. Эволюция межфазных границ в процессе зонной перекристаллизации в поле температурного градиента с учетом гидродинамических эффектов: Дис. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. – Новочеркасск, 1998.
5. Лунин Л.С., Благин А.В., Алфимова Д.Л., Попов А.И., Разумовский П.И. Физика градиентной эпитаксии полупроводниковых гетероструктур. – Ростов-на-Дону: изд-во СКНЦ ВШ, 2008 ЮФУ. – 235 с.
6. Благин А.В., Калинин В.В., Лебедев В.И., Лунин Л.С. Физика кристаллизации и дефектов твердотельных структур на микро- и наноуровне”, 2009. – Ростов-на-Дону: изд-во ЮНЦ РАН. – 270 с.
7. Овчаренко А.Н. Нелинейные явления в процессе эволюции межфазных границ при зонной перекристаллизации в поле температурного градиента: Дис. на соиск. уч. степ. канд. физ.-мат. наук. – Новочеркасск, 1988.
8. Лебедев А.И. Физика полупроводниковых приборов. – М.: Физматлит, 2008. – 488 с.
9. Казакова Н.И., Немчинова Н.В., Красин Б.А. Изучение макро- и микроструктуры кремния // Совр. проблемы науки и образования. 2007. №6. Ч.3. (www.rae.ru)
10. Благин А.В., Ефремова Н.П., Попов В.П., Середин Б.М. Субструктуры, сформированные в арсениде галлия в условиях градиентной жидкофазной эпитаксии / Материалы XI Междунар. Науч. Конф. “Химия твердого тела: наноматериалы, нанотехнологии” – 22-27 апреля 2012 г, г. Ставрополь. – С. 182-183.
11. Н.М. Беляев, А.А. Рядно. Методы теории теплопроводности. – Учеб. пособие для вузов. В 2-х частях. Ч. 1. – М.: Высшая школа, 1982. 327 с. Ч. 2. – М.: ВШ, 1982. – 304 с.

ТОНКИЕ ПЛЕНКИ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ

УДК 538.97

ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ СТРУКТУРЫ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ОБЛАСТЯМИ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ

Н.М. Богатов, Л.Р. Григорьян, М.С. Коваленко

Кубанский государственный университет,
г. Краснодар

Материалы, содержащие наноразмерные активные области, обладают уникальными физическими свойствами, которые не могут быть реализованы в структурах с макроскопическими неоднородностями. Области разупорядочения, образующиеся в кремнии под действием потока электронов или протонов, являются наномасштабными объектами с радиусом от 10 до 100 нм, имеющими повышенную плотность электронных состояний, значением которой можно управлять посредством изменения числа вакансий в этих областях [1]. Особый интерес представляет возможность создания областей разупорядочения за счет воздействия ионизирующими частицами на атомы кристалла-мишени. В этом случае уменьшается концентрация вторичных радиационных дефектов, окружающих область разупорядочения.

Контактная разность потенциалов на границе области разупорядочения и кремния пропорциональна разности значений энергии Ферми в этих областях: $\Delta\varphi = \Delta F/q$ (q – элементарный заряд). Значения $\Delta\varphi$ для различных видов кремния и параметров излучения, рассчитанные на основании модели [1], приводятся в таблице 1.

Кремний n-типа в таблице 1 характеризуется следующими параметрами: удельное сопротивление $R = 4$ Ом·см, концентрация атомов фосфора $N_P = 1,6 \cdot 10^{16}$ см⁻³. Кремний p-типа: $R = 1$ Ом·см, концентрация атомов бора $N_B = 1,6 \cdot 10^{16}$ см⁻³. Параметры облучения протонами: температура $T = 27^\circ\text{C}$, поток $\Phi_p = 10^{10}$ см⁻²с⁻¹ продолжительность облучения $t = 100$ с. Параметры облучения электронами: $T = 27^\circ\text{C}$, $\Phi_e = 10^{12}$ см⁻²с⁻¹, $t = 100$ с.

**Разность потенциалов между областью разупорядочения
и объемом кремния**

№	Тип проводимости	Тип ионизирующих частиц	Энергия ионизирующих частиц, МэВ	$\Delta\phi$, В
1	n	e	15,9	0,001
2	n	e	98,1	0,001
3	n	p	0,19	0,01
4	n	p	185	0
5	p	e	15,9	0,014
6	p	e	98,1	0,002
7	p	p	0,19	0,012
8	p	p	185	0,001

Из таблицы 1 следует, что в кремнии p-типа проводимости области разупорядочения имеют бóльшую электрическую активность, чем в кремнии n-типа. Изменяя концентрацию основных примесей и энергию ионизирующих частиц, можно управлять величиной разности потенциалов между областью разупорядочения и объемом кремния.

Для рассматриваемых случаев наибольшая контактная разность потенциалов $\Delta\phi = 0,014$ эВ наблюдается при облучении p-кремния электронами энергией $E_e = 15,9$ МэВ, при которой радиус области разупорядочения $R_{do} = 14$ нм, при $E_e = 98,1$ МэВ $R_{do} = 39,5$ нм. При облучении p-кремния протонами $E_p = 185$ МэВ $R_{do} = 71,5$ нм, при $E_p = 0,19$ МэВ $R_{do} = 15,3$ нм. Для создания областей разупорядочения в субмикронных областях лучше подходят протоны, так как средний проективный пробег протонов с $E_p = 0,19$ МэВ много меньше, чем для электронов с $E_e = 15,9$ МэВ и составляет $R_p \approx 1,6$ мкм.

Изменяя концентрацию основных примесей и энергию ионизирующих частиц, можно управлять величиной разности потенциалов $\Delta\phi$ между областью разупорядочения и объемом кремния.

Условные электронно-энергетические диаграммы p-n-перехода с наноразмерной областью разупорядочения (do) в слое p-типа проводимости представлены на рис. 1, рис. 2.

Область разупорядочения создает энергетические уровни в запрещенной зоне [1]. В равновесном случае уровень Ферми $F = const$ (рис. 1). В режиме прямого падения напряжения U разность квазиуровней Ферми электронов и дырок в p-n-переходе $F_n - F_p = qU$ (рис. 2). Если F_n расположен ниже середины запрещенной зоны, то электронные

состояния под F_n заполнены и нейтральны, а непосредственно над F_n свободны и заряжены положительно.

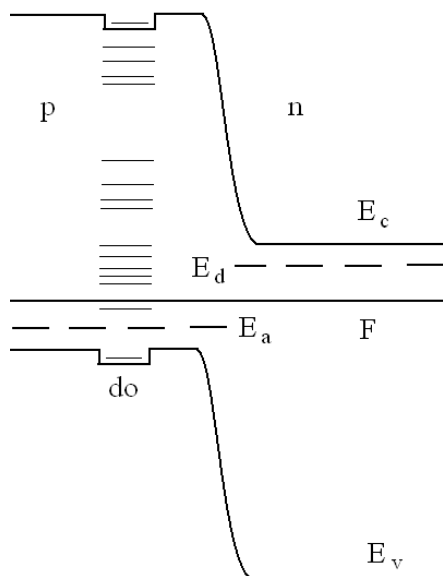


Рис. 1. Равновесная электронно-энергетическая диаграмма р-п-перехода с наноразмерной областью разупорядочения в слое р-типа проводимости

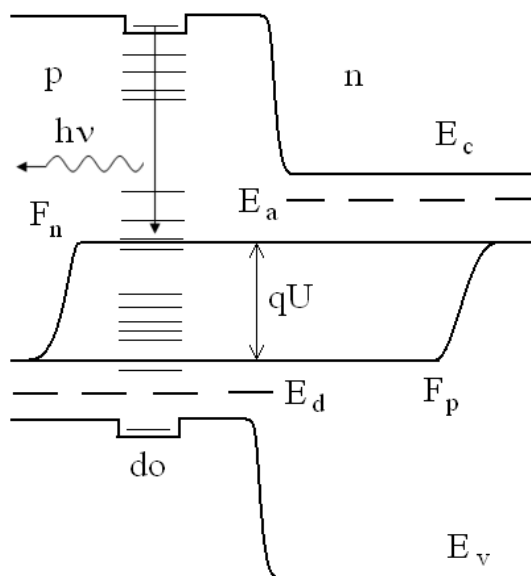


Рис. 2. Неравновесная электронно-энергетическая диаграмма р-п-перехода с наноразмерной областью разупорядочения в слое р-типа проводимости

Рассмотрим два типа электронных переходов. В первом случае электрон, инжектированный через р-п-переход, попав в область разупорядочения, переходит на энергетический уровень, расположенный непосредственно над F_n . При этом испускается ИК фотон с энергией $h\nu$, равной разности начального и конечного энергетических уровней электрона (рис. 2).

Во втором случае электрон, расположенный на уровнях непосредственно под F_n , поглощает ИК квант $h\nu$ и переходит в зону проводимости. Затем он попадает в слой n-типа проводимости под действием электрического поля р-п-перехода. В результате изменяются электрический ток или напряжение.

Энергию кванта $h\nu$ можно перестраивать, изменяя напряжение U на р-п-переходе. Таким образом, структура, содержащая наноразмерную область разупорядочения в субмикронном р-слое р-п-перехода может работать как генератор, и как детектор ИК-излучения.

Литература

1. Богатов Н.М., Григорьян Л.Р., Коваленко М.С. Расчет плотности электронных состояний наноразмерных областей разупорядочения, созданных протонами в кремнии // Известия высших учебных заведений. Северо-кавказский регион. Естественные науки. – 2011. – № 5. – С. 36-39.

ОСОБЕННОСТИ РОСТА КВАНТОВОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР Ge/Si ПРИ ИОННО-ЛУЧЕВОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Л.Н. Болобанова

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

В последние годы контролируемое выращивание массивов германиевых квантовых точек на кремниевой подложке является объектом интенсивных исследований и разработок [1]. Интерес к подобным структурам, объясняется, в основном, возможностью их применения в оптоэлектронике, основанной на традиционной кремниевой технологии, и появлением методов, позволяющих получать достаточно однородные по размеру массивы нанокластеров германия.

Среди большого количества современных методов получения наноструктур, таких как МЛЭ, ГФЭ МОС, различных ионно-лучевых методов, можно выделить ионно-лучевую кристаллизацию, как один из перспективных методов, обеспечивающий хорошее качество и чистоту получаемых структур, воспроизводимость, не требующий больших финансовых затрат и простой в реализации. Ионно-лучевое осаждение (кристаллизация) – метод вакуумного напыления, в котором осаждаемый атомарный поток получают в результате бомбардировки ускоренными ионами поверхности исходного напыляемого материала и последующей инжекции распыленных атомов в паровую фазу [2].

Исследуемые образцы были получены на установке ионно-лучевой кристаллизации, выполненной на базе стандартной ростовой камеры КЛАН-53, обеспечивающей возможность создания остаточного давления 10^{-4} Па. Исследование полученных структур проводилось с помощью растрового электронного микроскопа Quanta 200 и сканирующего зондового микроскопа Solver HV.

В результате проведенных экспериментальных исследований было показано, что размер и плотность островков, получаемых в процессе эпитаксии Ge/Si, а также содержание атомов Si в них зависят от температуры роста. Так при температуре роста 700 °С, образующиеся при осаждения германия кластеры имеют размеры порядка 100 нм. При снижении температуры до 300 °С на поверхности кремния формируются островки, имеющие форму пирамид с квадратным основанием. Размер островков уменьшается до 15 нм.

Другим важным параметром, влияющим на форму и размер островков, является скорость осаждения Ge. Было отмечено, что при уменьшении скорости роста Ge латеральный размер островков увеличивается, а их плотность уменьшается. Так при сохранении постоянной температуры роста в 300°C и уменьшении скорости роста, на два порядка, наблюдается рост *hut*- кластеров, при этом ширина оснований кластеров остается практически неизменной и близкой к 15 нм, а длина испытывает значительные изменения от островка к островку. Увеличение скорости роста, напротив, приводит к тому, что распределение островков по размерам становится шире.

Метод ионно-лучевой кристаллизации в зависимости от технологических условий процесса (температуры роста, скорости и времени осаждения, плотности тока ионного пучка и ускоряющего напряжения) позволяет получать упруго напряженные островковые пленки дефектных, бездефектных квантовых точек, *hut*-, *dome*-, *super dome*- и дефектных нанокластеров, содержащие дислокации несоответствия.

Литература

1. Пчеляков О.П., Болховитянов Ю.Б., Двуреченский А.В., Соколов Л.В., Никифоров А.И., Якимов А.И., Фойхтлендер Б. Кремний-германиевые наноструктуры с квантовыми точками: механизмы образования и электрические свойства. – ФТП, 2000, т. 34, № 11. – С. 1281-1299.
2. Лунин Л.С., Чеботарев С.Н., Пашенко А.С., Болобанова Л.Н., Дудников С.А. Моделирование зарождения германиевых квантовых точек на кремнии при градиентной ионно-лучевой кристаллизации. – Химия твердого тела: наноматериалы, нанотехнологии: XI Междунар. науч. конф., г. Ставрополь, 22-27 апр. 2012г. / Сев.-Кавк. гос. техн. ун-т. – Ставрополь: ФГБОУ ВПО СевКавГТУ, 2012. – С. 139-141

УДК 621.315

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ СУБЛИМАЦИИ И ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩАЮЩИХ ПАРОВ МЕТОДОМ МИКРОРАЗМЕРНЫХ РОСТОВЫХ ЯЧЕЕК

Г.В. Валов

Южный научный центр РАН, г. Ростов-на-Дону

Поверхность любого твердого тела, помещенного в вакуум, при температуре $T > 0$ сублимирует. Одновременно существует и обратный процесс – конденсация сублимирующих атомов на поверхности этого тела. Если сублимирующие атомы одного тела осаждаются на другом

теле, то возникает процесс, который называется сублимационной перекристаллизацией вещества. Целенаправленное создание условий для сублимационной перекристаллизации лежит в основе совокупности родственных методов получения эпитаксиальных слоев и тонких пленок различного состава. Если источник вещества радиусом R , находящийся при температуре T_1 , и подложка, имеющая температуру $T_2 < T_1$, находятся в непосредственной близости и разделены тонким вакуумным промежутком толщиной l , то говорят о зонной сублимационной перекристаллизации (ЗСП), а такую конфигурацию ростовой зоны называют микро-размерной ростовой ячейкой.

Процесс массопереноса в микроразмерной ростовой ячейке будет определяться выражением [1]:

$$J = \frac{J_{12}\alpha_2 + J_{21}\alpha_1}{\alpha_1 + \alpha_2 - \alpha_1\alpha_2}, \quad (1)$$

где J_{12} – поток от источника к подложке, J_{21} – от подложки к источнику, α_1 и α_2 – коэффициенты прилипания источника и подложки соответственно. Подставляя в (1) формулу Ленгмюра

$$J = P(2\pi mT)^{-1/2},$$

получим выражение для скорости ЗСП:

$$\begin{aligned} V &= \eta V_0, \\ \eta &= \frac{\frac{1-\alpha_1 P_2}{\alpha_2 P_1} \sqrt{\frac{T_1}{T_2}} - \frac{1-P_2}{\alpha_1 P_1} \sqrt{\frac{T_1}{T_2}}}{\alpha_1 + \alpha_2 - \alpha_1\alpha_2}, \\ V_0 &= \frac{\alpha_1\alpha_2 P_1}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}}, \end{aligned} \quad (2)$$

где P_1 – давление паров источника, P_2 – давление паров подложки. Величина V_0 имеет смысл предельный скорости испарения источника в вакууме.

Учитывая экспоненциальную зависимость давления от температуры, выражение для скорости можно переписать как:

$$\frac{V}{V_0} = 1 - \sqrt{\frac{T}{T-\delta T}} \exp\left\{-\frac{E}{k} \frac{\delta T}{T(T-\delta T)}\right\}. \quad (3)$$

Здесь E – энергия активации процесса сублимации, $\delta T = T_1 - T_2$.

Из выражения (3) видно, что температурная зависимость скорости определяется в основном множителем $V_0(T)$. Правая часть выражения (3) отражает зависимость скорости от перепада температуры между источником и подложкой. Используя выражения V_0 и P для величин, можно переписать (3) в виде общей зависимости скорости ЗСП от температурных параметров процесса:

$$V = \frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \left\{ 1 - \sqrt{\frac{T}{T-\delta T}} \exp \left[-\frac{E}{k} \frac{\delta T}{T(T-\delta T)} \right] \right\} \exp \left(-\frac{E}{kT} \right). \quad (4)$$

Соотношения (3) и (4) упрощаются, если $\sqrt{\frac{T}{T-\delta T}} \approx 1$ и $T(T-\delta T) \approx T_2$.

Легко убедиться, что в практически реализуемом для кремниевых источников диапазоне температуры 1370–1670 К погрешность такого приближения не превышает 2 %. Упрощенная температурная зависимость скорости ЗСП имеет вид:

$$V = \frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \left\{ 1 - \exp \left[-\frac{E\delta T}{kT^2} \right] \right\} \exp \left(-\frac{E}{kT} \right).$$

В области насыщения зависимости $V(\delta T)$ скорость ЗСП совпадает со скоростью сублимации источника:

$$V = \frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \exp \left(-\frac{E}{kT} \right) = V_0(T). \quad (5)$$

Если экспериментально установлена скорость перекристаллизации V при некоторых значениях T и δT , то для нахождения скорости сублимации достаточно воспользоваться выражением (3). При этом необходимо знание величины энергии активации сублимации E . В случае Si энергия E найдена с хорошей точностью [2]. Это позволяет вычислить для Si достаточно точное значение V_0 по формуле (3).

В общем случае значение величины E может быть неизвестно заранее. В этом случае по экспериментальной зависимости $\ln V \left(\frac{1}{T} \right)$ в соответствии с выражением (3) необходимо определить энергию активации E в первом приближении. Затем, принимая во внимание погрешность ε экспериментально определяемой величины V , вычисляют V_0 и E . Для получения приближенных значений V_0 и E с точностью ε может быть использован метод последовательных приближений, реализуемый с использованием ЭВМ. В таком случае по формулам (3) и (5) на первом шаге итераций $V_{01} = V$, а энергия активации:

$$E_1 = \frac{1}{kT} \left[\ln \left(\frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \right) - \ln V_{01} \right].$$

На втором шаге:

$$V_{02} = V_{01} \left[1 - \sqrt{\frac{T}{T-\delta T}} \exp \left(-\frac{E_1}{k} \frac{\delta T}{T(T-\delta T)} \right) \right]^{-1},$$

$$E_2 = \frac{1}{kT} \left[\ln \left(\frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \right) - \ln V_2 \right].$$

Следовательно, на i -м шаге итераций:

$$V_{0i} = V_{0(i-1)} \left[1 - \sqrt{\frac{T}{T-\delta T}} \exp \left(-\frac{E_1}{k} \frac{\delta T}{T(T-\delta T)} \right) \right]^{-1},$$

$$E_i = \frac{1}{kT} \left[\ln \left(\frac{A}{\rho} \sqrt{\frac{m}{2\pi kT}} \right) - \ln V_{0i} \right].$$

Вычисления производят до тех пор, пока выполняются условия:

$$\begin{cases} V_{0i} - V_{0(i-1)} > \varepsilon \\ E_i - E_{i-1} > \varepsilon \end{cases}.$$

Для определения зависимости $P(T)$ по найденной скорости сублимации можно использовать соотношение (2), полагая $\alpha_1 = \alpha_2 = 1$. На рис. 1, *a* изображен график зависимости $V(T)$, полученный для ЗСП Si при $\delta T = 240$ K с помощью изложенной схемы. Он хорошо согласуется с данными работы [3]. Вычисленная нами величина энергии активации сублимации $E = 4,36 \pm 0,4$ эВ практически совпадает с данными [3].

В соответствии с этими результатами и с использованием выражения (2) нами построен график температурной зависимости давления насыщающих паров при сублимации (рис. 1, *б*, 1). Сопоставление его с данными наиболее обстоятельной работы, посвященной давлению насыщающего пара жидкого Si (рис. 1, *б*, 2), показывает их хорошее согласие.

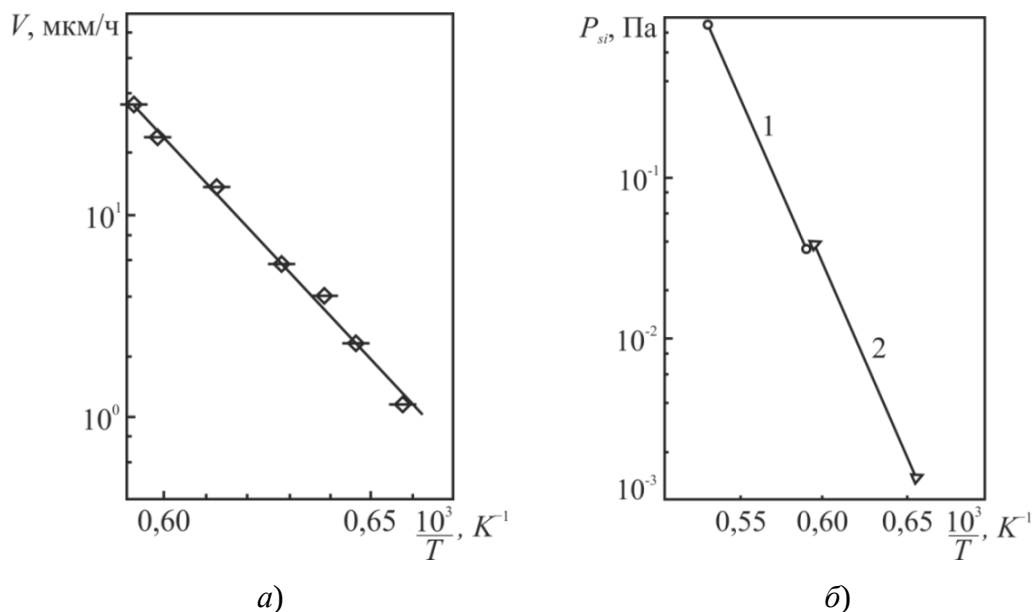


Рис. 1. Зависимости скорости сублимации (*a*) и давления насыщающих паров (*б*) кремния

Описанная методика может быть полезна, в первую очередь, для уточнения скорости испарения и давления насыщающих паров химически активных материалов при высокой температуре (например, редкоземельных элементов).

Литература

1. Silicon Zone Sublimation / Aleksandrov I.N. Lozovskii S.V., Knyazev S.Yu. // Regrowth. Phys. Stat. Sol. (a). 1988, – V. 107. – P. 213–223.
2. Sublimation studies of silicon in the mass spectrometer / R.E. Honig // J. Chem. Phys. – 1954. – V. 22. – P. 1610–1611.
3. Epitaxial growth of SiC layers by sublimation «sandwich-method» / Ju.A. Vodakov, E.N. Mokhov, M.G. Ramm, A.D. Roenkov // Krist und Techn. 1979. V.14, N 6. – P. 729–740.

УДК 53.043

ВОЛЬТ-АМПЕРНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ГЕТЕРОСТРУКТУР *Si/SiGe/Si* С ОДНОЙ КВАНТОВОЙ ЯМОЙ

П.В. Винокуров, С.А. Смагулова

Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова,
г. Архангельск

Исследование полупроводниковых гетероструктур *Si/SiGe/Si* является актуальной задачей в связи с использованием таких структур при создании лазеров работающих в терагерцовом диапазоне. Из-за отличий величин запрещенных зон для *Si* и *SiGe* появляется потенциальная яма, в которой формируются дискретные энергетические уровни для носителей заряда. Такую потенциальную яму называют квантовой. В структурах *Si/SiGe/Si* в работе [1] было найдено резонансное туннелирование через квантовую яму (КЯ). Для создания данных структур используется метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), который позволяет с помощью молекулярных источников *Si* и *Ge* растить гетероструктуры заданной толщины с моноатомно гладкими гетерограницами. В качестве подложки был использован зонный *Si* с ориентацией (100) *n*-типа проводимости. Структуры были выращены при температуре 400 °С и имели разное содержание *Ge* в слое *SiGe*: 15, 10 и 7 %, обозначенные А, В и С, соответственно. Чтобы обеспечить низкий поверхностный заряд и высокую концентрацию носителей в приповерхностных слоях и квантовых ямах *SiGe* была использована пассивация поверхности органическими монослоями 1-octadecene.

В данной работе приводится исследование вольт-амперные характеристик в температурном интервале от 300 К до 80 К. На рисунке 1 представлены вольт-амперные характеристики для образцов А (15 %) и В (10 %) при температуре 80 К.

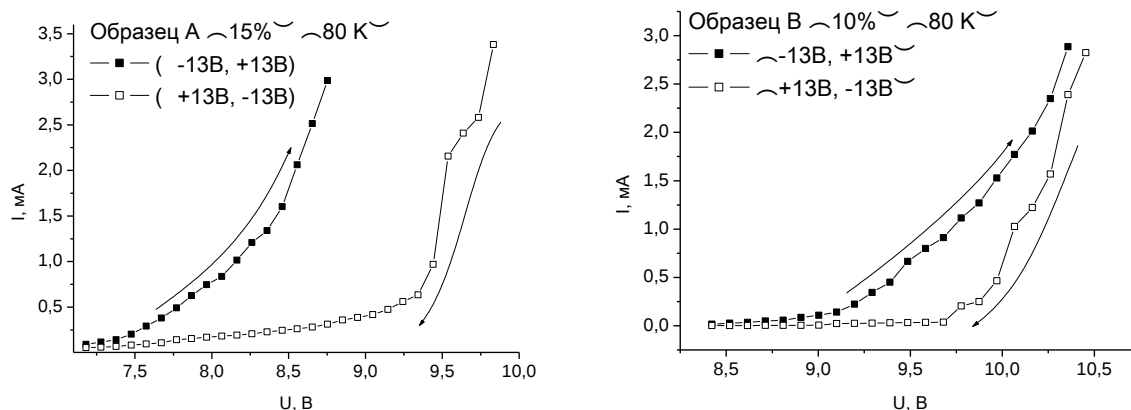


Рис. 1. Петля гистерезиса на прямой ветке вольт-амперной характеристике образцов А и В

Как видно из рисунка 1 на вольт-амперных характеристиках образцов А и В снятых при разных полярностях (стрелками указаны направление снятия вольт-амперной характеристик) наблюдается петля гистерезиса. Для образца А (15 %) она сдвинута примерно на 1,5 В, для образца В (10 %) – на 1 В, в то время как для структуры С (7 %) гистерезис не проявляется.

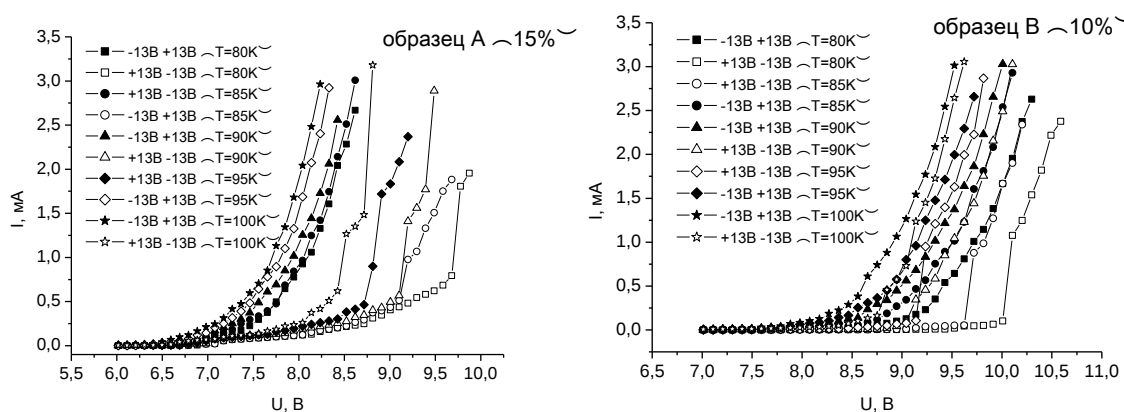


Рис. 2. Петля гистерезиса на прямой ветке вольт-амперной характеристике образцов А и В при разных температурах

На рисунке 2 приводится вольт-амперная характеристика образцов А (15 %) и В (10 %) в температурном интервале $T=80-100$ К. Как видно из рисунка с повышением температуры гистерезис постепенно исчезает.

На рисунке 3 показана вольт-амперная характеристика для образцов *A* (15 %) и *B* (10 %) при одной полярности (от +13 до -13 В). Как видно из рисунка наблюдается появление ступенек на вольт-амперной характеристике. Причем, для структуры *A* (15 %) ступеньки проявляются четче, чем для образца *B* (10 %).

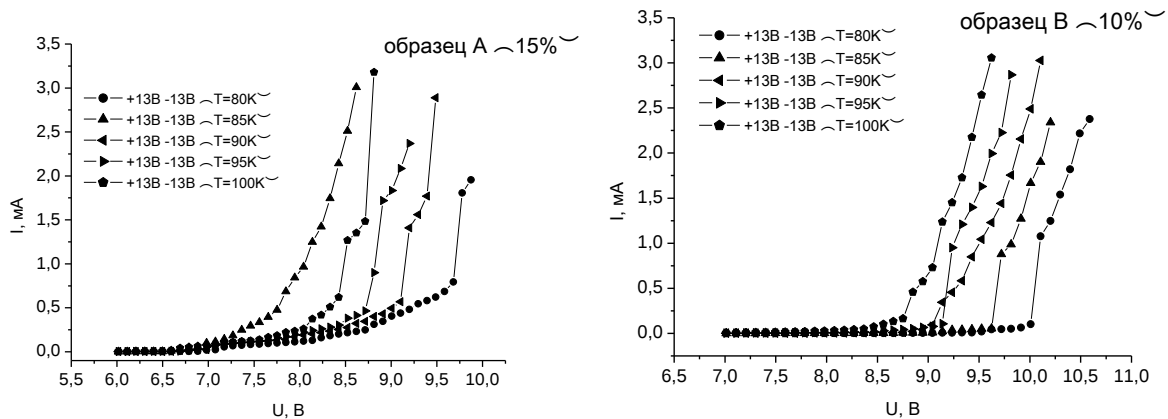


Рис. 3. Вольт-амперная характеристика образцов *A* и *B* при одной полярности

Таким образом, структуры *Si/SiGe/Si* с одним квантовой ямой обладают двумя особенностями – гистерезис вольт-амперной характеристики и ступенчатое изменение тока. Появление гистерезиса, видимо, обусловлено в одном случае опустошением, а с другой заполнением уровней в квантовой яме, т.к. для структур с 7 % содержанием *Ge* (глубина ямы составляет 52 мэВ) гистерезиса нет, а для структуры *A* (15 %) она сдвинута сильнее, чем для структуры с 10 % содержанием *Ge*. При подаче прямого смещения от 0 до +13 В на *p*-область, начинает течь ток через структуру, КЯ начинает опустошать свои уровни и ток течет беспрепятственно. При подаче на *p*-область напряжения от +13 В, КЯ находится в опустошенном состоянии. С уменьшением напряжения она постепенно начинает заполняться и ток по структуре с появлением дискретных уровней в КЯ резко уменьшается. Температурная зависимость может быть связана с тем, что при повышении температуры тепловая энергия носителей заряда становится больше или равно разности между дискретными уровнями в КЯ. Второй особенностью вольт-амперных характеристик является ступенчатое изменение тока в прямой ветке. Что может быть связано с резонансным туннелированием через уровни в КЯ. Глубина квантовой ямы влияет на количество уровней, что согласуется с экспериментальными данными, т.к. для структуры *A* (15 %) ступеньки проявляются четче, чем для *B* (10 %).

Литература

1. I.V. Antonova, P.V. Vinokurov, S. A. Smagulova, M. S. Kagan, S. K. Ray, and J. Kolodzey, J. Appl. Phys. 110, 123710 (2011).

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ОСТРОВКОВЫХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ АНТИМОНИДА ГАЛЛИЯ

Д.С. Гаев, А.Г. Столяров

Кабардино-Балкарский государственный университет,

А.Р. Кушков, Г.Д. Кузнецов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

Н.И. Каргин

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

Структуры с саморганизованными квантовыми точками (КТ) на основе полупроводниковых соединений и их твердых растворах представляют повышенный интерес для изделий квантовой, оптической и интегральной электроники. В известной мере, они весьма перспективны для создания эффективных светодиодов, лазеров, лавинных фотоприемников работающих в ИК и видимой областях спектра. Отмеченные перспективы стимулирует активные исследования по разработке и совершенствованию технологий, ориентированных на массовое производство приборных структур на основе КТ с низкой себестоимостью и высоким уровнем показателей качества. Традиционно, для получения структур с саморганизованными КТ используют молекулярно-пучковую эпитаксию (MBE); газофазную (VPE) и атомно-слоевую (ALE) эпитаксии, в том числе газофазную эпитаксию с фотостимуляцией (PAVPE).

В настоящей работе сообщается о первых результатах по выращиванию наноразмерных островковых пленок на основе соединения $GaSb$ методом инконгруэнтного испарения материала пленки состава $Ga_{1-x}Sb_x$ ($x > 0.65$ масс. долей).

В данном методе режим инконгруэнтного испарения играет исключительно важную роль. С одной стороны режим испарения оказывает существенное влияние на количество центров островковых образований и их рост, так как скорость инконгруэнтного испарения пленки задает скорость концентрационного насыщения, а с другой стороны определяет степень равновесности протекания фазовых превращений в пленке. Учитывая, что в основе метода лежат фазовые превращения, определяемые равновесной фазовой диаграммой, выбор режима испарения в рассматриваемом методе имеет принципиальное значение.

Исходные структуры изготавливались по следующей методике. В качестве подложек использовались кремниевые монокристаллические

пластины марки КДБ-10 с ориентацией рабочей поверхности (111) размером 1x1 см. Пленки осаждали на поверхность пластин при температуре 150 °С методом взрывного испарения предварительно синтезированных сплавов $Ga_{1-x}Sb_x$.

Структурные исследования выращенных островковых структур проводились методом атомно - силовой микроскопии на приборе Solver Pro ЕС (НТ-МДТ) в безконтактном режиме. Морфологические особенности поверхностей полученных структур анализировались с помощью пакета прикладных программ, входящих в состав программного обеспечения зондового микроскопа.

На рис. 1 приведены АСМ-изображения поверхности экспериментальных островковых структур. Приведенные АСМ изображения отражают основные особенности морфологии поверхности структур. Как видно из сканов, поверхности подложек покрыты нанообразованиями островкового типа. Рентгено-дифракционный анализ островковых нанобразований, проведенный на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6.0 ($K\alpha$ (Cu) с длиной волны $\lambda = 1,54051 \text{ \AA}$) показал, что нанобъекты на поверхности подложек представляют собой кристаллические фазы на основе соединения GaSb.

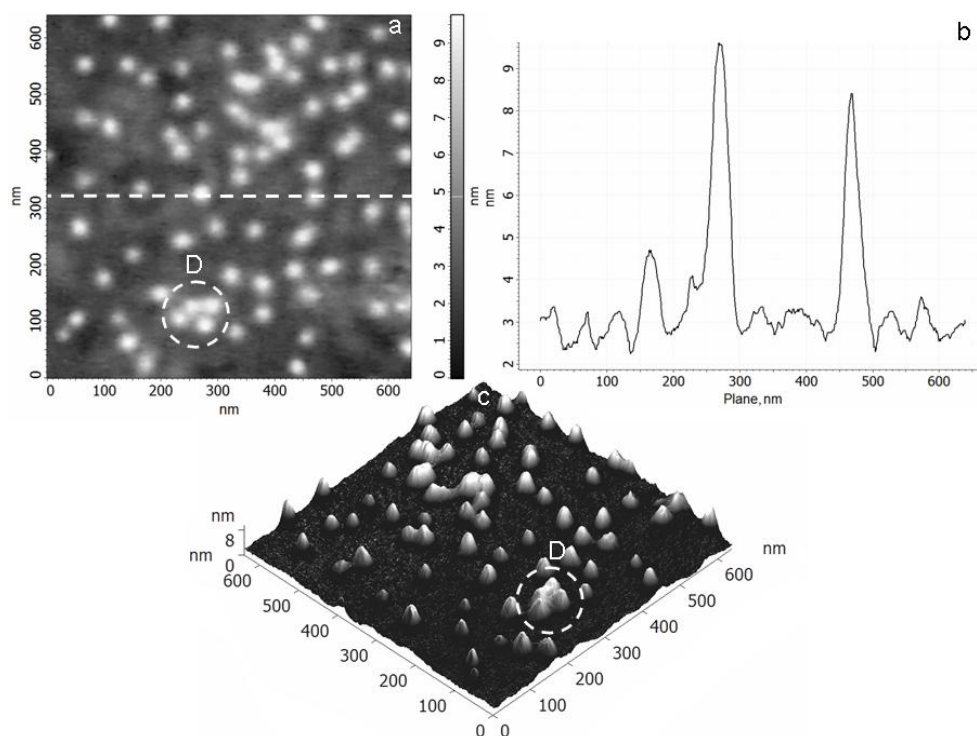


Рис. 1. АСМ – изображения поверхности островковой структуры, полученной испарением состава $Ga_{0.18}Sb_{0.92}$ при температуре 600 °С в течении 148 с:
а – топография поверхности; б – объемное изображение; с –профиль поверхности полученный вертикальным сечением структуры по штрих пунктирной линии

Опираясь на известные закономерности роста островковых пленочных структур и полученных экспериментальных результатов нами предложена феноменологическая модель роста островков инконгруэнтным испарением.

Неоднородность в распределении островков по размерам на структурах полученных методом инконгруэнтного испарения можно связать со сдвинутыми во времени процессами их зарождения и формирования. На начальной стадии испарения формируются зародыши группы 1 (рис. 2.). Их зарождение и рост на этой стадии, вероятней всего, осуществляется по механизму Фольмера-Вебера. До тех пор пока уровень маточной фазы(пленка) не дойдет до уровня I, растущие зародыши имеют полусферическую форму. Как только уровень маточной фазы выравнивается и опускается ниже уровня I, рост зародышей 1 идет в объеме ниже текущего уровня маточной фазы. Таким образом, за счет преимущественного роста в направлении плоскости подложки, зародышевое образование начинает приобретать островковую форму. Уменьшение объема маточной фазы (ниже уровня I) приводит к увеличению скорости концентрационного насыщения одним из компонентов. Как следствие, это приводит к появлению устойчивых зародышевых образований группы 2 в пространстве маточной фазы между зародышами группы 1. Изотропный рост зародышей группы 2 продолжается до того момента времени, пока уровень маточной фазы не опустится ниже уровня II. Далее начинается островковый рост зародышей 2 и одновременно идет процесс формирования первичных зародышей группы 3. Образование островкового типа на основе зародышей группы 3 происходит при объеме маточной фазы ниже уровня III.

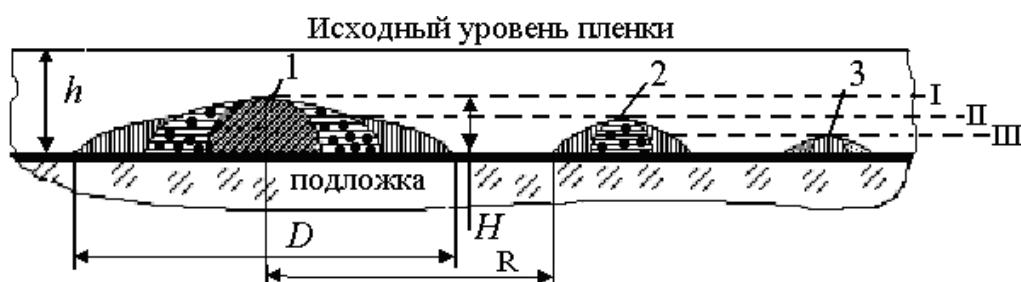


Рис. 2. Схематическое изображение роста зародышевых образований на различных этапах процесса

Полученные экспериментальные результаты и их обсуждение не охватывает всей совокупности процессов сказывающихся на особенностях роста островковых пленок. Однако, на феноменологическом уровне

не, они дают понять, что для получения структур с однородным распределением островков необходимо проводить процесс инконгруэнтного испарения при высоких скоростях испарения пленки на начальной стадии.

Установлено, что подбором скорости инконгруэнтного испарения пленки можно направленно вырастить островковые пленки халькогенидов с заданным распределением островков по размерам, что, в конечном итоге, позволит получить структуры с определенным набором структурных, оптических и электрофизических свойств.

Таким образом, в результате экспериментов по инконгруэнтному испарению пленок состава $Ga_{1-x}Sb_x$ ($x > 0.65$ масс. долей) были получены островковые структуры на основе соединения $GaSb$ с плотностью $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и характеристическим размером их высоты в диапазоне 8-13 нм, достаточного для проявления эффектов размерного квантования спектра электронных состояний. Показано, что плотность, характеристические размеры, форма островков зависят от параметров процесса, что указывает на возможность управления процессом ориентированного получения структур с заданными свойствами.

УДК 504.3.064.3

ОЦЕНКА И СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СЕНСОРОВ МЕТАНА НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

О.И. Кузина

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону

С ростом содержания метана изменяются химические процессы в атмосфере, что может привести к ухудшению экологической ситуации на Земле. Увеличение содержания метана в атмосфере способствует усилению парникового эффекта. Большое значение имеет контроль за содержанием метана в технологических средах, так как утечка метана может привести к гибели людей. Поэтому разработка приборов для обнаружения утечек метана является актуальной.

Для создания универсальных газоанализаторов используют различные материалы, например полупроводниковые тонкие пленки на основе оксидов металлов. К таким материалам предъявляются следующие

требования: высокая чувствительность, малое время отклика, стабильность характеристик, долговечность и простая схема управления.

Целью данной работы является проведение сравнительного анализа сенсоров метана на основе газочувствительных материалов различного состава.

В работе проведен анализ литературных данных, опубликованных с 2005 по 2012 г. Целью анализа являлось определение наиболее эффективных материалов, исходя из учета чувствительности ГЧМ (газо-чувствительных материалов) в зависимости от подаваемой концентрации метана, от рабочей температуры, от времени реакции и времени восстановления.

Относительную чувствительность ГЧМ к метану имеют пленки полупроводниковых оксидов металлов. Из них, как показал обзор, чаще всего используются пленки состава SnO_2 и ZnO .

Приоритетными для анализа являются сенсоры со сравнительно высоким пределом чувствительности к метану, с минимальным временем отклика и невысокой рабочей температурой.

ГЧМ со сравнительно малым временем отклика (4с), являются нелегированные и легированные Ca , Pt пленки SnO_2 . Рабочая температура 400 °С, наибольшая чувствительность 0,56 при концентрации CH_4 5000ppm. Поэтому наиболее эффективным материалом являются пленки SnO_2 , легированные 45% Pt .

Можно выделить ГЧМ на основе нанокристаллического ZnO , легированные Pd-Ag , Rh и Pt . В зависимости от добавленного компонента и концентрации метана предел обнаружения различен. Наибольшая чувствительность (0,86) у пленок, легируемых Pd-Ag при $T=250$ °С.

Широко известны сенсоры метана фирмы Hanwei Electronics на основе пленок SnO_2 с добавлением Au и Pt на алюминиевой подложке. Такие ГЧМ способны при комнатной температуре реагировать ($S=0,6$) на концентрацию метана 1000ppm. Также известны датчики фирмы FIGARO, чувствительный элемент имеет подложку из оксида алюминия, на которую наносится тонкий слой оксида олова (SnO_2), легированного элементами со свойствами катализаторов (Pt , Cu , Ni , Pd). Чувствительность ГЧМ ($S=0,65$) на концентрацию метана 1000 ppm, практически такая же, как у датчиков фирмы Hanwei Electronics, но вот время реакции значительно дольше. Следует отметить, срок службы сенсоров фирм FIGARO и Hanwei Electronics составляет не менее 5 лет.

В результате проведенного анализа, можно сделать вывод, что наиболее перспективными материалами для обнаружения метана в воздухе являются тонкие пленки на основе SnO_2 с добавлением Pt и пленки на основе ZnO , легированные Pd и Ag, нанесенные на кремнево-алюминиевые подложки. Они способны реагировать с высоким пределом чувствительности и с достаточно малым временем отклика на метан концентрацией 1000 ppm.

Целью практического исследования является сравнительный анализ рабочих характеристик сенсоров на метан. Для исследования выбраны два сенсора метана с неизвестными ГЧМ. Эксперимент состоял из следующих стадий:

1. Воздействие метана на пленку в течение 1 мин.
2. Фиксирование изменения сопротивления.
3. Продувка чистым воздухом для удаления частиц газа из пленки.
4. Фиксирование изменения сопротивления.

Сравнительная характеристика параметров приведена в таблице 1.

Таблица 1

Сравнительная характеристика сенсоров метана

Сенсор № 1		Сенсор № 2	
U, В	3	U, В	3
R_{gas} , Ом	0,83	R_{gas} , Ом	0,22
R_0 , Ом	0,69	R_0 , Ом	0,57
S_k	0,2	S_k	0,6
$t_{0.1}$, с	2	$t_{0.1}$, с	2
$t_{0.9}$, с	200	$t_{0.9}$, с	250-300

В ходе экспериментального исследования при подаче метана на первый сенсор мы наблюдали увеличение сопротивления, при подаче на второй сенсор - понижение. Можно сделать вывод, что в сенсоре № 1 используются ГЧМ, являющиеся полупроводниками p-типа, а в сенсоре № 2 – n-типа. На основе сделанного ранее анализа, мы можем предположить, что ГЧМ в первом сенсоре - пленки на основе SnO_2 , ZnO , во втором - Cu_2O , Fe_2O_3 .

Литература

1. Bong-Ki Min, Soon-Don Choi. Undoped and 0.1 wt.% Ca-doped Pt-catalyzed SnO_2 sensors for CH_4 detection // Sensors and Actuators B. v. 108. 2005. pp. 119-124.

2. Bhattacharyya P., Basua P.K., Langb C., Sahaa H., Basu S. Noble metal catalytic contacts to sol-gel nanocrystalline zinc oxide thin films for sensing methane//Sensors and Actuators B. v. 129. 2008. pp. 551-557.
3. Основные технические характеристики полупроводниковых датчиков горючих газов Hanwei Electronics. <http://www.kosmodrom.com>. (Дата обращения 15.06.2012 г.)
4. Игнатьева Н. Датчики газа фирмы FIGARO // Электроника наука, технология, бизнес. № 2. 2005. – С. 34-37.
5. Петров В.В., Королев А.Н. Современные полупроводниковые сенсоры контроля газовых сред. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2009. – 114 с.

УДК 6.21.315

ЭЛЕКТРОННАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ИОННОГО ТРАВЛЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

Г.Д. Кузнецов, А.С. Курочка, Н.А. Харламов, А.А. Сергиенко

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

Н.И. Каргин, А.В. Цибульник

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

Одной из проблем в нанoeлектронике является разработка неразрушающих методов контроля процесса создания необходимой топологии наноразмерных гетероструктур металл-диэлектрик-полупроводник непосредственно в процессе её получения.

Применение ионных процессов травления дает возможность использовать эффект электронной эмиссии в процессе ионного воздействия на материал для контроля состояния обрабатываемой поверхности.

Явление вторичной электронной эмиссии с поверхности твердого тела наблюдается при воздействии на неё энергетических частиц, в частности ионов, ускоренных до энергии не более 10 кэВ и используемых в процессах ионно-лучевого и реактивного ионно-лучевого травления.

Основной величиной, характеризующей эмиссию, является коэффициент ионно-электронной эмиссии (КИЭЭ) γ , равный отношению числа эмитированных электронов к числу упавших ионов. Изучение явления ионно-электронной эмиссии показывает возможность осуществления оперативного контроля ионных процессов травления. Возможность контроля иллюстрируется данными, представленными на рисунке, где приведена экспериментально установленная зависимость измерения интегрального сигнала ионно-электронной эмиссии от времени травления $I_{и}(t)$ плёнки меди толщиной 300 нм на полиимидной подложке

при обработке пучком ионов аргона со средней энергией 300 эВ и плотностью тока 0,5 А/см².

Можно выделить три участка (этапа), характеризующиеся различной величиной эмиссии. Повышение значения тока в начальный период времени (I этап) соответствует процессу очистки поверхности меди от загрязнений и образовавшегося на поверхности собственного оксида толщиной 5-10 нм. Этап II соответствует процессу травления собственно плёнки меди. Этап III соответствует переходу к травлению полиимидной подложки.

При анализе закономерностей изменения КИЭЭ при травлении металлических плёнок необходимо учитывать, прежде всего, электрическую проводимость обрабатываемых материалов и всей электронной цепи подложка-«земля».

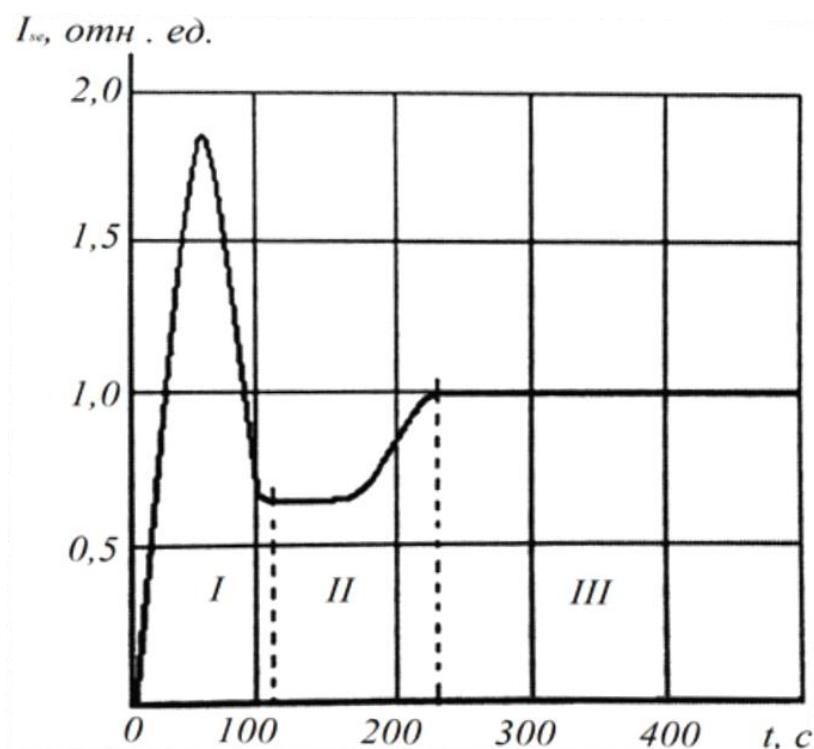


Рис. 1

Эмиссия электронов с поверхности полупроводников при ионном травлении должна зависеть от ширины запрещенной зоны и уровня легирования примесями, поскольку эти параметры определяют их электропроводность. Обсуждается механизм возникновения тока вторичных электронов для различных полупроводников.

Анализ экспериментальных данных по кинетической эмиссии электронов из диэлектриков показывает, что необходимо исходить из объемного характера явления.

Приводятся сравнительные результаты по электронной эмиссии при ионно-лучевом и реактивном ионно-лучевом травлении. Значение тока вторичных электронов при реактивном ионно-лучевом травлении всегда меньше, чем при ионно-лучевом, в среде, содержащей аргон для одного и того же материала.

Анализ результатов работ по контролю процессов ионно-плазменной обработке тонкоплёночных материалов (травление и осаждение) показывает, что кроме традиционных методов и способов развиваются и другие. Основной идеей развивающихся методов является то, что появляется возможность использовать эффекты при воздействии низкоэнергетических ионов на твердое тело. Прежде всего это касается появления ионно-индуцированного тока в плёночных материалах и ионно-электронной эмиссии в процессе обработки.

УДК 621.315.592

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В ПАРАХ СЕЛЕНА НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ GaP И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИОДОВ ШОТТКИ НА ЕГО ОСНОВЕ

С.В. Кузубов, Ю.Н. Власов, А.В. Кортунюв

Воронежский государственный университет инженерных технологий

Реальная поверхность полупроводников $A^{III}B^V$, в частности GaP , имеет высокую плотность поверхностных электронных состояний (ПЭС), связанную с образованием собственных оксидов. Обработка в газообразных и жидких халькогенсодержащих (сера, селен и теллур) средах является эффективным способом снижения плотности ПЭС и получения совершенной кристаллической структуры поверхности полупроводников $A^{III}B^V$ [1, 2]. Обработка поверхности GaP в парах Se_2 приводит к формированию пленки Ga_2Se_3 на GaP . Такая гетероструктура может быть использована в качестве преобразователей солнечной энергии. Поэтому достижение низкой концентрации центров безызлучательной рекомбинации на границах раздела с участием GaP является актуальной задачей.

Подложки GaP подвергались химико-динамическому полированию (ХДП) в смеси в водном растворе гидроксида калия (KOH) и ферроцианида калия ($K_3[Fe(CN)_6]$), позволяющей получать качественную зеркальную поверхность кристалла. Слои селенида галлия Ga_2Se_3

получались на прошедших ХДП подложках методом гетеровалентного замещения (ГВЗ) фосфора в фосфиде галлия селеном [3]. Для реализации этого метода был использован способ термической обработки подложек из фосфида галлия в парах селена в квазизамкнутом объеме (КЗО). В процессе отжига варьировались температура подложки $T_{\text{п}} = (400\text{--}530)^\circ\text{C}$, время проведения процесса $t = (5\text{--}15)$ минут, парциальное давление паров селена $P = (1,5\text{--}15)$ Па.

Полупроводники $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ кристаллизуются в решётке сфалерита. Необработанной в парах селена поверхности GaP (111) отвечает дифракционная картина, представленная на рис. 1,а.

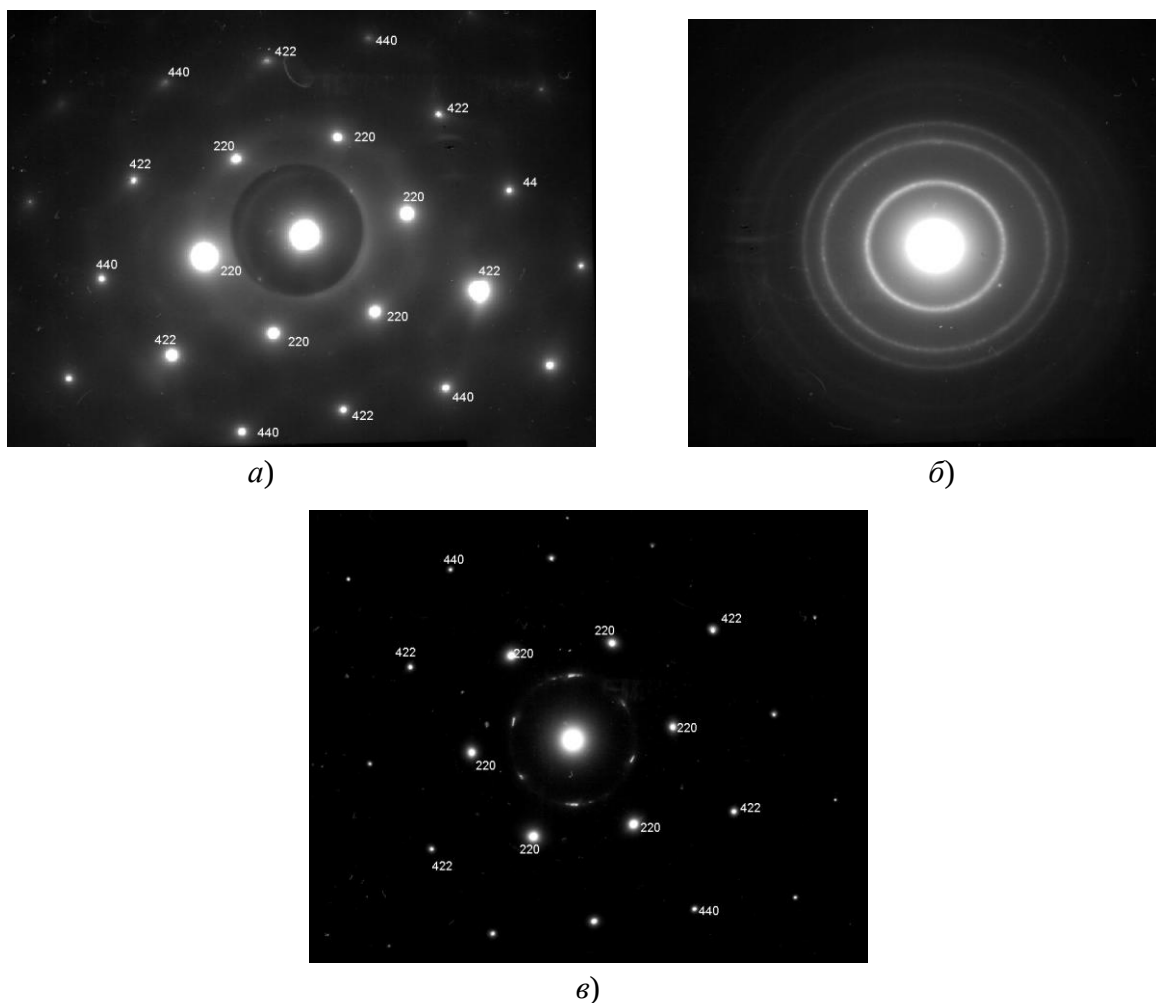


Рис. 1. Микродифракционные изображения поверхности GaP (111):
а – после ХДП; б – обработанной в парах селена в течение 5 мин при температуре подложки $T_{\text{п}}=530^\circ\text{C}$; в – обработанной в парах селена в условиях $T_{\text{п}}=500^\circ\text{C}$, $t=5$ мин, $P=5\cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.

На рисунке 1,б представлено микродифракционное изображение от поверхности GaP (111), обработанного в парах селена в течение 5 минут, при температуре подложки $T_{\text{п}}=530^\circ\text{C}$ и давление паров селена $P=10^{-2}$ мм рт. ст.

На микродифракционных изображениях исследуемой гетероструктуры проявляются кольца, отвечающие по межплоскостным расстояниям и последовательностям интенсивностей поликристаллической фазе *GaP* (рис. 1,б). По нашему мнению, это связано с тем, что при температуре подложки 530 °С время нахождения адсорбированного селена на поверхности недостаточно для устойчивого протекания реакции, а степень диссоциации приповерхностной области подложки возрастает, что приводит к обеднению её фосфором, смещению состава поверхности в сторону обогащения галлием. Это разрушение поверхности и приводит к появлению поликристаллической фазы на поверхности.

В результате проведенных экспериментальных работ были найдены оптимальные параметры процесса обработки поверхности в парах селена. Электронограмма приповерхностной области *GaP* после обработки в парах селена в течение 5 минут при температуре подложки $T_{\text{п}}=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и давлении $5\cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. приведена на рисунке 1,в. На микродифракционном изображении проявляются сверхструктурные рефлексы, отвечающие реконструкции $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})\text{-}R30^{\circ}$.

Систему сверхструктурных рефлексов можно отнести именно к образовавшейся фазе Ga_2Se_3 (111). Изменение периода идентичности на поверхности (111) связано с упорядочением 33,3 % стехиометрических вакансий в слое халькогенида $\text{A}^{\text{III}}_2\text{B}^{\text{VI}}_3$ (111).

Измерялись вольт-амперные (ВАХ) характеристики диодов Шоттки, полученных термическим напылением контактов из *Al* и *Au* на подложки *GaP* до и после обработки в парах Se_2 .

Диоды Шоттки, полученные на подложках *GaP* сразу после химико-динамического полирования (ХДП), характеризуются закреплением уровня Ферми, что проявляется в близких значениях высот потенциального барьера для разных контактов. Рассчитанные из ВАХ высоты барьеров $\phi_{\text{б}}$ и коэффициенты идеальности имеют следующие значения: для контактов из *Al* ~ 0.86 эВ, $n=1.89$; для контактов из *Au* ~ 0.9 эВ, $n=1.58$. В пределе Шоттки-Мотта высота потенциального барьера для контакта из *Al* $\phi_{\text{б}}$ должна быть равна $\sim 0.38\div 0.5$ эВ, для контакта из *Au* $\sim 1.2\div 1.4$ эВ.

Обработка подложки в условиях $T_{\text{п}}=530\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=5$ мин, $P=10^{-2}$ мм рт. ст. (рис. 1,б) привела к общему уменьшению высот барьеров для контактов из *Al* и *Au*: $\phi_{\text{б}}$ для контактов из *Al* ~ 0.75 эВ, $\phi_{\text{б}}$ для контактов из *Au* ~ 0.83 эВ. Коэффициент идеальности повысился: для контактов из *Al* $n=2.3$, для контактов из *Au* $n=1.67$.

Характеристики диодов Шоттки, сформированных на обработанной подложке в условиях, приводящим к образованию новой фазы (рис. 1, в), имеют следующие значения: ϕ_b для $Al \sim 0,7$ эВ, ϕ_b для $Au \sim 1,18$ эВ. Коэффициент идеальности оказался близким к 1, в частности, для Al $n=1$, для Au $n=1.04$. Представленные результаты говорят о снижении плотности ПЭС и откреплении уровня Ферми вблизи поверхности GaP вследствие халькогенидной пассивации.

Проблема закрепления уровня Ферми вблизи середины запрещённой зоны GaP тесно связана с выходящими на поверхность дефектами кристаллической решётки, и продолжительное время обсуждается с целью управления свойствами поверхности и получения наиболее совершенных границ раздела. Однако единого мнения не достигнуто. Открепление уровня Ферми и снижение плотности ПЭС связывается нами с реконструкцией поверхности GaP , возникающей в результате образование пленки селенида.

Литература

1. Сысоев Б.И., Безрядин Н.Н., Котов Г.И., и др. Пассивация поверхности $GaAs$ (100) халькогенидами галлия $A^{III}_2B^{VI}_3$ (110) // Физика и техника полупроводников. 1995. Т. 29. № 1. – С. 24-32.
2. Безрядин Н.Н., Котов Г.И., Кузубов С.В., и др. Наноразмерный слой фазы $A^{III}_2B^{VI}_3$ (111) с упорядоченными вакансиями катиона на $GaAs$ (111) и $InAs$ (111) // Кристаллография. 2010. Т. 55. № 3. – С. 526-529.
3. Котов Г.И. Влияние обработки в парах селена на структуру поверхности GaP и электрические характеристики диодов Шоттки с контактами из Al и Au // Г.И. Котов, С.В. Кузубов, Б.Л. Агапов, Ю.Н. Власов, А.В. Картунов // Межвузовский сборник научных трудов. ВГТУ. «Твердотельная электроника и микроэлектроника». 2010. – С. 119-124.

УДК 537

СПЕКТРЫ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА ГРАФЕНОВОЙ ПЛЕНКИ

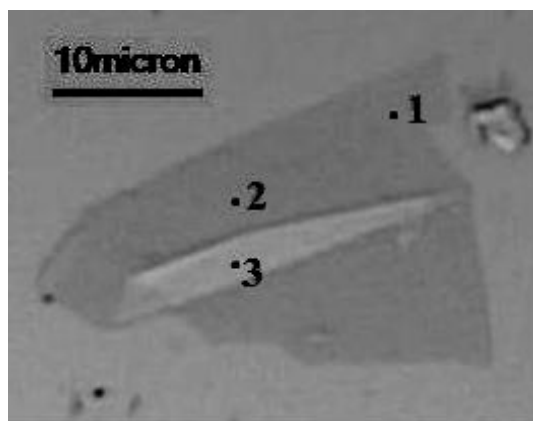
И.И. Куркина, Г.Н. Александров

Северо-восточный федеральный университет им. М.А. Аммосова,
г. Архангельск

Как известно, одним из первых методов получения графена из графита, был микромеханический метод расщепления пиролитического графита с помощью скотча, которым воспользовались нобелевские лауреаты Андре Гейм и Константин Новоселов [1].

Графеновая пленка, которую мы исследовали, была получена из графита фирмы «Aldrich» (США) путем механического натирания частички графита о поверхность кремниевой пластинки со слоем диоксида кремния толщиной 300 нм. При этом частичку графита прижимали к поверхности кремния деревянной палочкой и перемещали по поверхности пластинки с размером $1,5 \times 1,5$ см. Перемещения производили в одном направлении. До начала и после окончания натирания поверхность пластинки продували струей сжатого воздуха из резиновой груши для очистки и удаления лишнего материала. В результате натирания на поверхности пластинки остаются разного размера частички графита и пленки мультиграфена.

Одна из таких пленок мультиграфена представлена на рис. 1. Латеральные размеры пленки около 20×10 мкм. Оптическое изображение пленки получено с помощью металлографического микроскопа (ЕС МЕТАМ РВ-21-1 фирмы ЛОМО). Спектры комбинационного рассеяния (КР) пленки были сняты на установке нанолаборатория «Интегра спектра» (фирмы НТ МДТ, г. Зеленоград).



**Рис. 1. Пленка мультиграфена, полученная из графита фирмы “Aldrich”.
Точки, где исследовались спектры рассеяния, обозначены 1, 2, 3**

Как следует из рисунка 1, пленка мультиграфена представляется довольно однородной и имеет продольную складку. Точки, в которых снимали спектры КР, обозначены 1, 2, 3. Зная, что на диоксиде кремния 300 нм толщиной графеновые пленки различной толщины интерферируют разным цветом, предполагается, что в точке 1 – самая тонкая часть полученного мультиграфена. Точка 2 расположена на более толстой части пленки, а точка 3 располагается на складке. Спектры комбинационного рассеяния в отмеченных точках приведены на рисунке 2, а, б, в, соответственно.

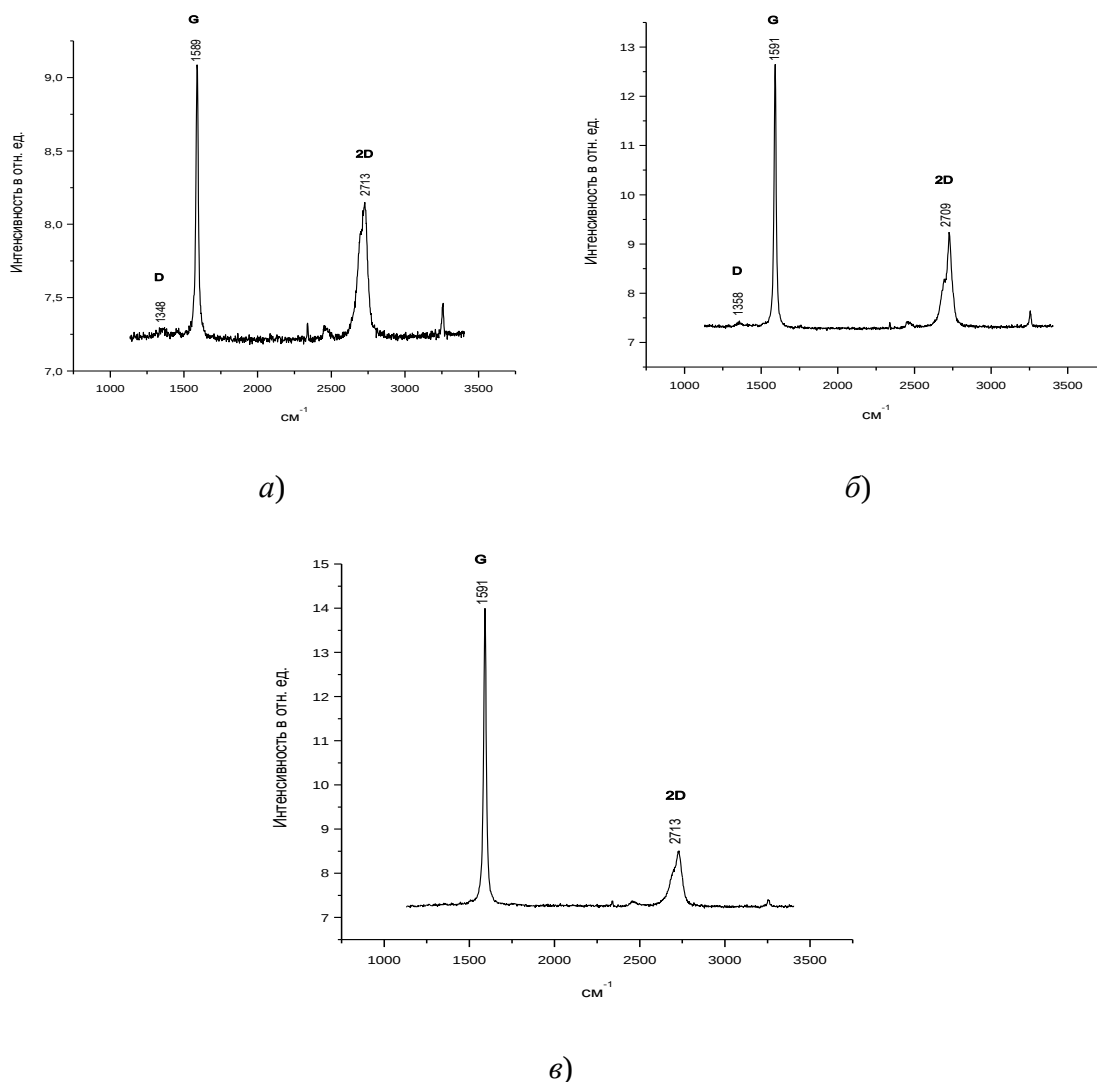


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния, полученные в точках 1, 2, 3 пленки мультиграфена. Видны пики на частотах 1354 см⁻¹ (D), 1590 см⁻¹ (G), 2709 см⁻¹ (2D)

Из рисунка 2 видно, что во всех трех спектрах видны пики D (1354 см⁻¹), G (1590 см⁻¹) и 2D (2711 см⁻¹). Исходя из формы пика 2D и соотношения высоты пиков G и 2D согласно [2, 3], следует, что в точке 1 пленка мультиграфена наиболее тонкая, и, вероятно, имеет толщину 3-4 атомарных слоя углерода. В точке 2 толщина пленки порядка 6-7 слоев, а в точке 3 толщина соответствует более 10 атомарных слоев углерода. То есть вид наблюдаемых пиков в спектрах КР подтверждает предположение, что продольная складка в исследованной пленке мультиграфена получена в результате сложения пленки в процессе протирания графита о поверхность пластинки кремния. Относительная величина пика D небольшая, что является свидетельством того [4], что разупорядоченность гексагональной решетки графена в пленке незначительная, то есть пленка мультиграфена получилась достаточно высокого качества.

На основании проведенного исследования можно заключить следующее: при механическом натирании графита фирмы “Aldrich” о диоксидный слой пластинки кремния, на пластину переносятся пленки мультиграфена; качество пленок мультиграфена довольно высокое, разупорядочивание решетки графена небольшое; при натирании графита о поверхность диоксида кремния образующиеся пленки мультиграфена могут складываться.

Литература

1. K.S. Novoselov, A.K. Geim, S.V. Morozov, D. Jiang, Y. Zhang, S.V. Dubonos, I.V. Grigorieva, A.A. Firsov. Electric Field Effect in Atomically Thin Carbon Films / Science – 2004. – V. 306 – no. 5696 – pp. 666-669.
2. Zh. Ni, Y. Wang, T. Yu and Z. Shen. Raman Spectroscopy and Imaging of Graphene / Nano Res – 2008 – V. 1 – pp. 273-291.
3. Ferrari A.C., Meyer J.C., Scardaci V. et al. Raman Spectrum of Graphene and Graphene Layers/ Phys. Rev. Lett. – 2006. – V. 97. – P. 18740 (1) – 187401 (4).
4. Ferrari A.C., Robertson J. Raman spectroscopy of amorphous, nanostructured, diamond-like carbon, and nanodiamond / Phil. Trans. R.Soc. Lond. A. – 2004. – V. 362. – P. 2477-2512.

УДК 54.03; 537.311.322

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАНУЛИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

О.П. Лебедева, Ю.В. Царев, А.Н. Тростин

Ивановский государственный химико-технологический университет

Многочисленные исследования показали, что характеристики твердотельных газовых сенсоров определяются обратимым взаимодействием газа с поверхностью твердого материала [1-4]. В настоящее время известны опытные образцы газовых сенсоров на основе полупроводников, полупроводниковых оксидов металлов, твердых электролитов, полимеров, ионных мембран, органических полупроводников [5-7]. При большом разнообразии материалов, которые могут быть использованы, выбор оптимального материала для сенсора становится ключевой проблемой в области проектирования и производства газовых сенсоров с требуемыми параметрами работы [8]. В этом ряду особым образом расположены полуметаллы [9, 10]. Они обладают аномально малым числом носителей заряда, приходящихся на один атом вещества. Полуметаллы обладают всеми свойствами металлов при низких температурах. С другой стороны, ряд свойств полуметаллов делает их похожими на

полупроводники: значительно более низкая электропроводность, чем у металлов; заметное возрастание числа носителей при повышении температуры. Полуметаллы занимают промежуточное положение между металлами и полупроводниками. К ним в частности относятся элементы V группы периодической системы элементов (As, Sb, Bi), графит и некоторые соединения (GeTe и др.). Атомы углерода в отдельном слое графита расположены в вершинах правильных шестиугольников и образуют структуру с полностью насыщенными связями. Электронный энергетический спектр такого слоя является спектром бесщелевого полупроводника. Все вышесказанное позволяет заключить, что некоторые формы углерода способны проявлять сенсорные свойства.

Рассматриваемая работа посвящена исследованию электрофизических свойств активированного угля, размещаемого в проточном объемно-пористом реакторе. Использовался гранулированный активированный уголь марки АГ-2. В качестве модельной смеси использовали ацетон-воздушную смесь с концентрацией ацетона $1-2 \text{ г} \cdot \text{м}^{-3}$. Сенсорное устройство представляло из себя трубку диаметром 1 см, в которой помещался исследуемый активированный уголь, поддерживаемый с обеих сторон трубки тоководами с сетчатыми медными электродами. Расстояние между сетчатыми электродами составляло 6 до 8 см. Расход анализируемого газа устанавливали с помощью натекателя и предварительно отградуированного расходомера. В реакторе между сетчатыми электродами размещался активированный уголь. На сетчатые электроды подавалось переменное или постоянное напряжение в интервале 5-15 В. Силу тока и напряжение регистрировались вольтметром (V) и миллиамперметром (A). Электрическое сопротивление (R) определяли косвенным способом на основании показаний амперметра и вольтметра. Определение сопротивления R (Ом) для сенсорного устройства осуществляли расчетным методом по формуле $R = U / I$, где U – напряжение, Вольт; I, сила тока, Ампер.

Для определения влияния длины слоя засыпки гранул на электрофизические свойства проточного-объемно-пористого реактора нами были получены вольт-амперные характеристики в зависимости от температуры. На основании вольт-амперных характеристик построены кривые логарифма проводимости от обратной температуры для засыпки из гранул АУ. Данные представлены на рисунке 1. Для полученных зависимостей характерно наличие минимума логарифма проводимости в интервале обратных температур $0,0023-0,003 \text{ К}^{-1}$. Глубина минимума

увеличивается при изменении высоты слоя АУ от 2 до 5 см. Для кривых характерно наличие 3 участков. Первый участок для температур от 0,0035 до 0,003 K^{-1} соответствует проводимости характерной для металлов. На втором участке от 0,003 до 0,0025 K^{-1} характерно образование ловушек электронов и рекомбинация заряда, что приводит к снижению проводимости слоя гранул АУ. Для третьего слоя характерен рост проводимости, что связано с увеличением числа свободных зарядов при увеличении температуры и соответствует полупроводниковой проводимости.

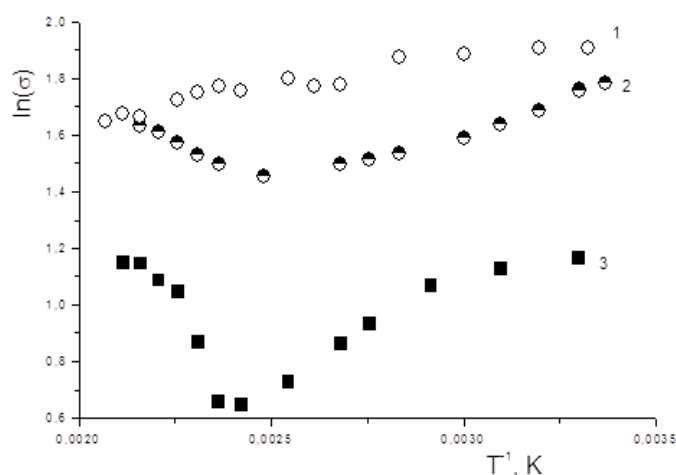


Рис. 1. Зависимость логарифма проводимости от обратной температуры.
Длина слоя АУ h 1- 2 см.; 2- 3 см.; 3- 5 см. Напряжение $U=0-3$ В; катализатор АУ

Параллельно с измерением вольт- амперных характеристик для слоя АУ измерялись его температурные характеристики. Данные фиксировались с помощью хромель- алюмелевых термопар, размещенных в различных зонах реактора. Результаты измерений температуры в течение времени для различных зон реактора представлены на графике 2. Анализом временных зависимостей температуры (рис. 2) для различных зон слоя АУ в реакторе установлено, что температура слоя АУ возрастает по ходу движения продуваемого через реактор газа (воздуха). Максимальный разогрев наблюдается в низу слоя АУ и составляет 37 °С при измерениях у стенки и 39 °С при измерениях в слое АУ. Лобовой по ходу движения газа слой АУ разогревается до 25 °С при измерениях у стенки и в центре центр слоя соответственно. Также, исходя из данных, можно отметить, что основной разогрев слоя АУ (на 4-15 °С) происходит в течение первых 10-20 минут, после подачи электрического тока на слой реактора. Дальнейший разогрев не превышает 2-3 °С.

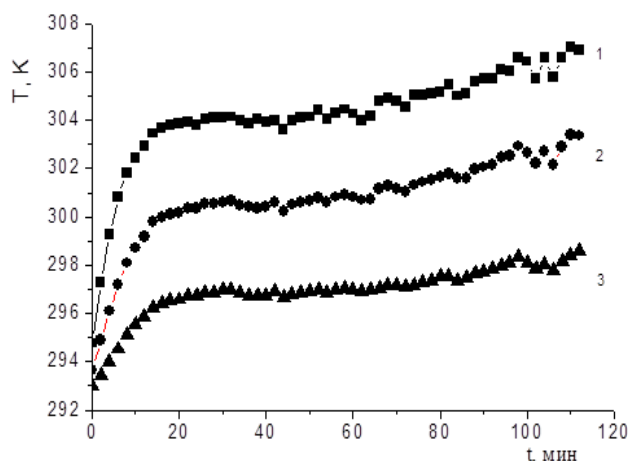


Рис. 2. Зависимость температуры слоя катализатора у стенки от времени.

Условия: Расход 58 мл/мин; напряжение $U = 9,82 \pm 0,04$ В 1- низ слоя АУ (термопара № 2); 2- середина слоя АУ (термопара № 3); 3- верх слоя АУ (термопара № 4); анод (+) вверху; катод (-) внизу

Таким образом, в результате выполненных экспериментов установлена взаимосвязь между проводимостью и длиной слоя гранулированного АУ в проточной объемно- пористой ячейки. Для выбранных параметров проточной объемно- пористой ячейки разогрев происходит неравномерно по слою засыпки АУ. Максимальный разогрев слоя АУ не превышает 39 °С.

Литература

1. P.T. Moseley, J.O.W. Norris, D.E. Williams (Eds.), *Techniques and Mechanisms in Gas Sensing*, Adam Hilger, Bristol, 1991.
2. M.J. Madou, S.R. Morrison, *Chemical Sensing with Solid State Devices*, Academic Press, Inc./Harcourt Brace Jovanovich Publ., Boston, NY, 1987.
3. P.T. Moseley, B.C. Tofield (Eds.), *Solid State Gas Sensors*, Adam Hilger, Bristol and Philadelphia, 1987.
4. A. Mandelis, C. Christofides (Eds.), *Physics, Chemistry and Technology of Solid State Gas Sensor Devices*, Wiley, 1993.
5. Y.P. Yakovlev, A.N. Baranov, A.N. Imenkov, M.P. Mikhailova, in: S. Wolfbeis (Ed.), *Proceedings of SPIE 1510*, 1991, pp. 170–177.
6. P. Werle, F. Slemr, K. Maurer, R. Kormann, R. Mucke, B. Janker, *Opt. Lasers Eng.* 37 (2002) 101–1114.
7. I. Eisele, T. Doll, M. Burgmair, *Sens. Actuators B: Chem.* 78 (2001) 19–25.
8. G. Sberveglieri (Ed.), *Gas Sensors—Principles Operation and Developments*, Kluwer Academic Publishers, The Netherlands, 1992.
9. Clarke R., Uher C., *High pressure properties of graphite and its intercalation compounds* // *J. Adv. Phys.*, 1984, V. 33, № 5, p. 469.
10. Brandt N.B., Chudinov S.M., Ponomarev Y.G., *Semimetals. 1. Graphite and its compounds*, Amst., 1988.

НАНОКЛАСТЕРЫ Ge/Si (100), ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ

Ф.Ф. Малявин, Д.С. Кулешов

Южный научный центр РАН, г. Ростов-на-Дону,

В.А. Латин

Северо-Кавказский федеральный университет, г. Ставрополь

Ввиду больших успехов в создании новых перспективных приборов с использованием квантовых эффектов, внимание технологов привлекают наногетероструктуры на основе Ge/Si. Перспективным становится использование таких объектов нанотехнологии, как квантовые точки (КТ), позволяющих повысить рабочие характеристики современных полупроводниковых приборов, вследствие размерного квантования энергетического спектра носителей заряда.

КТ Ge/Si, как правило, получают методом молекулярно-лучевой (МЛЭ) [1], газофазной (ГФЭ) или МОС-гидридной эпитаксией (МОС-ГЭ) [2]. В данной работе исследованы гетероструктуры с нанокластерами Ge/Si (100), полученные на установке ионно-лучевого осаждения (ИЛО). Особенностью данного метода является то, что поток осаждаемого вещества обеспечивается за счет выбивания атомов и молекул мишени направленным пучком ионов, в отличие, например, от МЛЭ, где эпитаксиальные структуры растут за счет потока, полученного термическим испарением. Ранее было показано, что этот метод позволяет выращивать гетероструктуры с нанокластерами Ge/Si [3]. Однако закономерности и особенности роста нанокластеров и КТ Ge/Si в процессе ИЛО изучены недостаточно, что препятствует широкому применению данного метода для выращивания приборных структур кремниевой оптоэлектроники.

В качестве мишени использовалась поликристаллическая подложка Ge р-типа. Диаметр распыляемой части мишени германия Ø 25 мм. Осаждение проводилось на подложку Si марки КДБ 10 ориентации (100), предварительно прошедшую химическую обработку и отожженную в вакууме.

На первой стадии исследований была проведена серия экспериментов по выявлению оптимальных значений плотности ионного тока, энергии ионного пучка и температуры подложки.

В результате проведения серии экспериментов было установлено, что массив нанокластеров с оптимальными параметрами получаются при температуре подложки 500-550 °С.

Для того чтобы обеспечить наибольшее число центров зарождения на подложке и однородное осаждение, был выбран максимальный ионный ток $I=40$ мА и минимальная энергия ионного пучка $U=200$ эВ. В последующих экспериментах варьировалось только время проведения процесса.

Время процесса ИЛО: $t_1=15$ сек, $t_2=30$ сек, $t_3=45$ сек, $t_4=60$ сек, $t_5=75$ сек, $t_6=90$ сек, $t_7=120$ сек, $t_8=180$ сек, $t_9=240$ сек, $t_{10}=270$ сек.

Полученные образцы были исследованы с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) NT-MDT Ntegra в полуконтактном режиме.

В ходе анализа полученных результатов, прослеживается прямо пропорциональная зависимость средней высоты nanoостровков Ge и обратно пропорциональная зависимость плотности массива наноструктур от времени осаждения.

С достижением некоторого критического момента времени $t_{кр}$, лежащего в интервале 90-120 сек, наблюдается резкое уменьшение размеров нанокластеров, в то время как их высота с течением времени продолжает постоянно расти. С момента времени $t=120$ сек, снова наблюдается плавный незначительный рост латеральных размеров nanoостровков. Кроме того, с момента времени $t_{кр}$ нанокластеры приобретают правильную куполообразную форму (рис. 1).

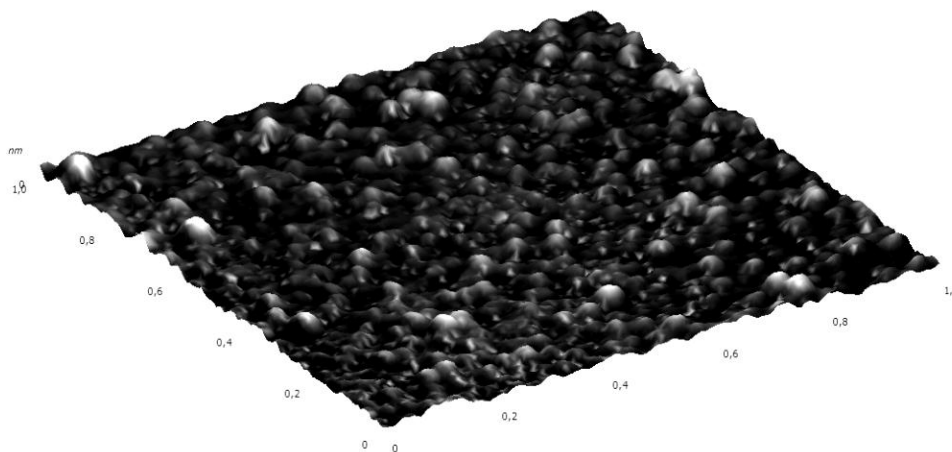


Рис. 1. 3D АСМ-изображение нанокластеров Ge/Si (100), выращенных методом ИЛО

Наиболее оптимальные параметры нанокластеров Ge были получены при времени осаждения $t=270$ сек: латеральные размеры островков

около 30 нм, средняя высота $h=10,2$ нм и плотность массива наноструктур $\mu=0,36 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

В ходе проведения данных исследований были выявлены закономерности изменения параметров морфологии от технологических параметров процесса ИЛО. Эти зависимости являются сложными и отличаются от таковых, установленных для традиционной МЛЭ.

Выявлен наиболее благоприятный диапазон времени проведения процесса осаждения методом ИЛО от 120 до 270 сек.

Литература

1. Пчеляков О.П., Болховитянов Ю.Б., Двуреченский А.В. и др. Кремний-германиевые наноструктуры с квантовыми точками: механизмы образования и электрические свойства // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34. – № 11. – С. 1281.
2. Shiraki Y., Sakai A. Fabrication technology of SiGe hetero-structures and their properties // Surface Science Reports. – 2005. – V. 59. – № 7-8. – P. 153.
3. Лунин Л.С., Чеботарев С.Н., Пашенко А.С., Лунина М.Л. Ионно-лучевая кристаллизация нанокластеров Ge на Si (001) // Вестник Южного научного центра РАН. – 2012. – Т. 8. – № 2. – С. 4.

УДК 542.973:539.217.1

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОФОРЕТИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ (АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР)

А.И. Михралиева

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону

В последние годы возрос интерес к методу электрофоретического осаждения (ЭФО) наноматериалов [1], который позволяет наносить многофункциональные покрытия.

В связи с этим в настоящей работе рассмотрены состояние и направления совершенствования технологических процессов ЭФО пленок на основе диоксидов титана, циркония и кремния, углеродных нанотрубок, наноалмаза и других материалов.

Толстые пленки анатаза могут быть получены на графитовых подложках с использованием щавелевой кислоты в качестве диспергирующей добавки [2].

Установлено, что трансформация анатаза в рутил усиливается в результате повышения уровня вакансий кислорода, создаваемых диффузией

атомов углерода в решетку TiO_2 . Диффузией углерода и азота в решетку TiO_2 можно также объяснить улучшение фотокаталитической активности материала, отожженного в азоте по сравнению с материалом, отожженным на воздухе [2].

Авторы [3] зафиксировали эффективность преобразования равную 4,1 % для sensibilized красителями солнечных элементов (СКСЭ) на основе электрофоретически нанесённых плёнок TiO_2 .

Оригинальный способ создания нанопористого электрода СКСЭ путем ЭФО наноразмерного диоксида титана предложен в [4].

Процессы ЭФО TiO_2 на переменном токе и в импульсном режиме рассматриваются в [5, 6].

Несмотря на рост количества публикаций, посвященных исследованию технологии ЭФО, данный метод до сих пор не применяется в промышленном производстве твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ).

Это обусловлено тем, что фундаментальные физико-химические аспекты технологии ЭФО до сих пор систематически не рассмотрены. В частности это касается использования нанодисперсных порошков, которое интенсивно развивается в настоящее время.

В работе [7] методами электронной микроскопии, фотонно-корреляционной спектроскопии, изотермической калориметрии изучены структура, устойчивость, сольватация и процесс ЭФО суспензий сферических наночастиц ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 (YSZ), со средним геометрическим размером 11 нм на пористую поверхность $\text{La}_{0,6}\text{Sr}_{0,4}\text{MnO}_3$ (LSM), со средним размером сквозных пор выше 0,3 мкм.

Оптимальные условия для осаждения достигаются при употреблении смешанной дисперсионной среды изопропанол/ацетилацетон, которая, с одной стороны, обеспечивает надежное диспергирование нанопорошка и агрегативную устойчивость суспензии, а с другой – приемлемые токовые характеристики процесса осаждения.

В [8] приведены результаты исследования особенностей процесса ЭФО тонких пленок SiO_2 на кремнии p-типа из золя на основе тетраэтоксисилана. Этот процесс может быть использован для создания подзатворного диэлектрика ионоселективных полевых транзисторов. Электрофоретически осажденные слои SiO_2 имеют более высокую коррозионную стойкость, чем пленки диоксида кремния, сформированные по золь-гель технологии способом погружения [9].

Следует отметить, что осуществление процессов электроосаждения силикатных покрытий в импульсном режиме имеет ряд преимуществ [10].

Особенности процесса ЭФО углеродных нанотрубок и применения покрытий на их основе подробно проанализированы в обзоре [11] и продолжает совершенствоваться [12].

Электрофоретический метод успешно применяется для получения толстых алмазных пленок на кремниевых пластинах [13].

Получение ряда других материалов, например, селена, $\text{BaTiO}_3/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ и ZnO рассматривается в публикациях [14-16].

Таким образом, достоинством метода ЭФО является возможность получения наноструктурированных покрытий различного назначения из широкого круга материалов, что представляет большой практический интерес с точки зрения возможности применения в технологии твердооксидных топливных элементов, солнечных элементов и электронных приборов.

Литература

1. Dickerson J.H., Boccaccini A.R. *Electrophoretic Deposition of Nanomaterials* / Springer New York Dordrecht Heidelberg London. – 2012. – 376 p.
2. Hanaor D., Michelazzi M., Chenuc J., Leonelli C., Sorrell C.C. The effects of firing conditions on the properties of electrophoretically deposited titanium dioxide films on graphite substrates // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2011. – Vol. 31. – P. 2877-2885.
3. Miyasaka T., Kijitori Y., Murakami T.N., Kimura M., and Uegusa S. Efficient nonsintering type dye-sensitized photocells based on electrophoretically deposited TiO_2 layers // *Chemistry Letters*. – 2002. – Vol. 31(12). – P. 1250–1251.
4. ZaBan et al. US Patent 7,790,067 (2010).
5. Chávez-Valdez A., Herrmann M., Boccaccini A.R. Alternating current electrophoretic deposition (EPD) of TiO_2 nanoparticles in aqueous suspensions // *J Colloid Interface Sci*. – 2012. – Vol. 375. – P.102-105.
6. Chávez-Valdez A., Boccaccini A.R. Innovations in Electrophoretic Deposition: Alternating Current and Pulsed Direct Current Methods – A Review // *Electrochim. Acta*. – 2012. – Vol. 65. – P. 70-89.
7. Сафронов А.П., Калинина Е.Г., Котов Ю.А., Мурзакаев А.М., Тимошенкова О.Р. // Электрофоретическое осаждение нанопорошков на пористой поверхности // *Российские нанотехнологии*. Т.1, № 1-2. – 2006. – С. 162-169.
8. Rha S.K., Chou T.P., Cao G., Lee Y.S., Lee W.J. Characteristics of silicon oxide thin films prepared by sol electrophoretic deposition method using tetraethylorthosilicate as the precursor // *Current Applied Physics*. – 2009. – No.9. – P. 551–555.
9. Altube A., García-Lecina E., Imaz N., Díez J.A., Ferrón P., Aizpurua J.M. Influence of deposition conditions on the protective behavior of tetraethyl orthosilicate sol–gel films on AA5754 aluminum alloy // *AETOC*. – 2011. Mons, Belgium, 13–16 April. – P. 281-287.
10. Мясоедов В.Е. Частотно-импульсный метод электроосаждения силикатных покрытий. Иваново: ИХТИ. – 1991. – 71 с.

11. Boccaccini A.R., Cho J., Roether J.A., Thomas B.J.C., Minay E.J., Shaffer M.S.P. Electrophoretic deposition of carbon nanotubes // Carbon. – 2006. – Vol. 44. – P. 3149-3160.
12. Ata M.S., Sun Y., Li X., Zhitomirsky I. Electrophoretic deposition of graphene, carbon nanotubes and composites using aluminon as charging and film forming agent // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. – 2012. – Vol. 398. – P. 9-16.
13. Юзова В.А. Актуальные проблемы современной электроники и нанoeлектроники: лаб. практикум / В.А. Юзова, Г.Н. Шелованова. – Красноярск: ИПК СФУ. – 2009. – http://library.krasu.ru/ft/ft/_umkd/1524/u_lab.pdf
14. Aksakal B., Boccaccini A.R. Electrophoretic deposition of selenium // Materials Letters. – 2012. – Vol. 76. – P. 177-180.
15. Dongxiang Zhou, Gang Jian, Yunxiang Hu, Yanan Zheng, Shuping Gong, Huan Liu Electrophoretic deposition of multiferroic BaTiO₃/CoFe₂O₄ bilayer films // Surface Sci. – 2011. – Vol. 127. – No. 1. – P. 316-321.
16. Verde M., Peiteado M., Caballero A.C., Villegas M. and Ferrari B. Electrophoretic Deposition of Transparent ZnO Thin Films from Highly Stabilized Colloidal Suspensions // J. Colloid Interface Sci. – 2011. – Vol. 373 (1). – P. 27-33.

УДК 539.216.2: 546.562-31

СВОЙСТВА МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК

Т.А. Мусеева, Т.Н. Мясоедова

Технологический институт Южного федерального университета в г. Таганроге

Пленки на основе медьсодержащих материалов находят широкое применение в микро- и нанoeлектронике, в частности при создании датчиков газов, обладающих, быстродействием, стабильностью во времени, широким диапазоном чувствительности, высокой селективностью.

В данной работе была разработана технология формирования пленок состава CuO_x и CuO_xSnO_y с применением золь-гель метода. Изначально были приготовлены золи на основе этиленгликоля с добавками спиртово-водных растворов CuCl₂ и SnCl₂ в соотношении 1:1. Далее растворы наносили методом центрифугирования на окисленные кремниевые подложки. В завершении образцы проходили термическую обработку при 250 °C в течение 60 минут.

Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показано, что на поверхности пленок состава CuO_x происходит образование кристаллитов оксидов меди (рис. 1,а), а добавление олова в пленкообразующий раствор приводит к растрескиванию пленки после термической обработки (рис. 1,б).

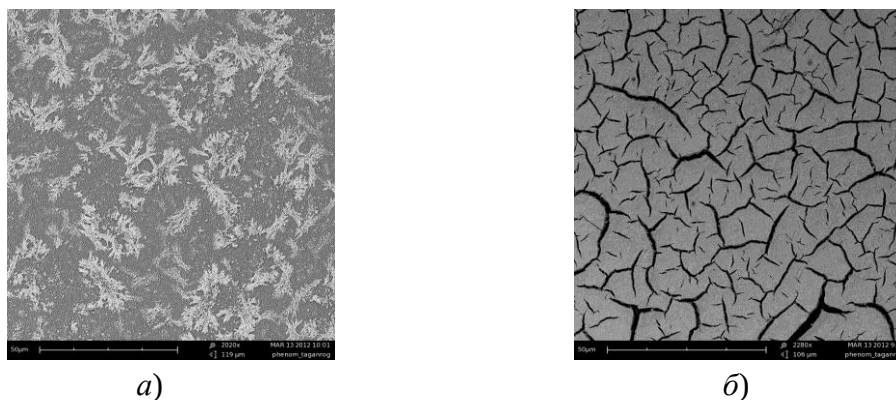


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности пленок состава:
а – CuO_x и *б* – CuO_xSnO_y

При исследовании газочувствительных свойств полученные образцы подвергались воздействию диоксидом азота, аммиаком и ацетоном.

Динамики отклика сенсора, разработанного на основе полученных пленок состава CuO_x на диоксид азота, аммиак и ацетон представлены на рис. 2. Следует отметить, что реакция наблюдается сразу после подачи газов в испытательную камеру и отличается высокой стабильностью и воспроизводимостью.

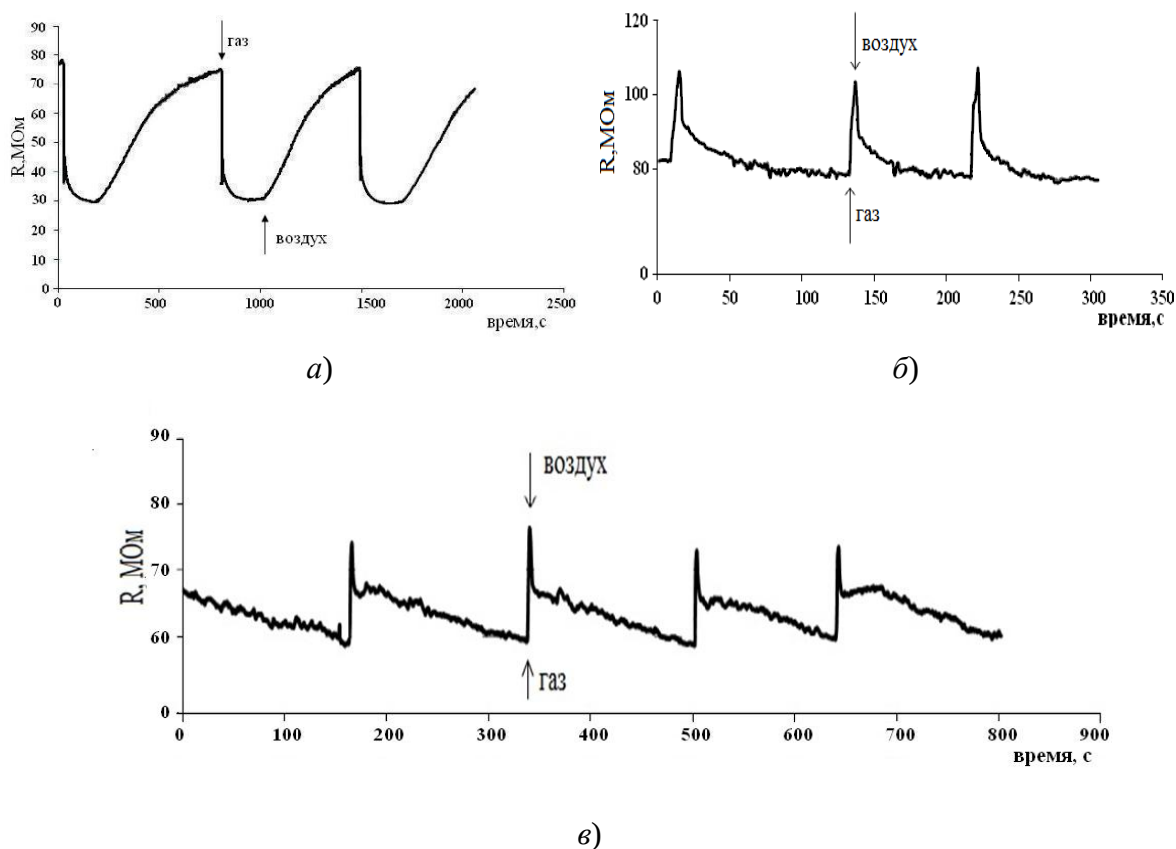


Рис. 2. Динамики откликов сенсора на основе пленок CuO_x :
а – концентрация NO_2 7 ppm при температуре 180 °С; *б* – концентрация NH_3 100 ppm при температуре 180 °С; *в* – концентрация ацетона 100 ppm при температуре 190 °С

На основе полученных данных был определен коэффициент газовой чувствительности (S) по известной формуле:

$$S = \frac{G_z - G_0}{G_0}$$

где G_z – проводимость сенсора при воздействии газа (Ом^{-1}), G_0 – проводимость в воздухе (Ом^{-1}).

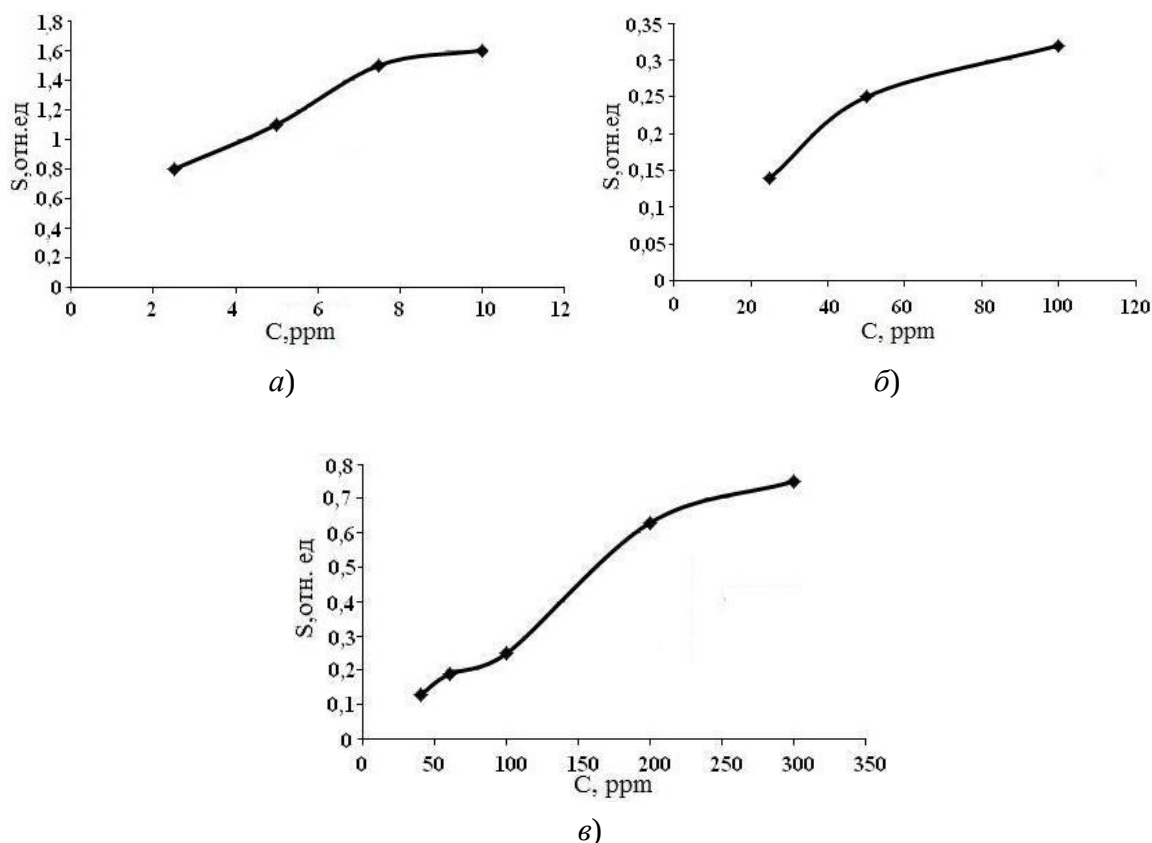


Рис. 3. Зависимость коэффициента газовой чувствительности сенсора на основе пленки состава CuO_x от концентрации:
 а – NO_2 (рабочая температура 180°C); б – NH_3 (рабочая температура 180°C);
 в – ацетон (рабочая температура 190°C)

Исследования газовой чувствительности к диоксиду азота, аммиаку и ацетону при различных рабочих температурах показали, что максимальное значение коэффициента чувствительности на диоксид азота и аммиак наблюдается при рабочей температуре 180°C , а на ацетон при 190°C .

Таким образом, полученные пленки могут быть использованы в качестве материалов для сенсорных элементов при изготовлении датчиков газов.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА В УСЛОВИЯХ МЕТОДА МИКРОРАЗМЕРНОЙ РОСТОВОЙ ЯЧЕЙКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОСЛОЕВ

А.Н. Яценко

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Метод микроразмерной ростовой ячейки основан на использовании сэндвича из соосных плоскопараллельных источника и подложки радиуса R , разделенных тонкой вакуумной зоной l и характеризуется следующими условиями: $R \gg l$ и $\lambda \gg l$, где λ – средняя длина свободного пробега атомов паров и остаточных газов при их концентрациях и давлении, определяемых условиями в рабочей камере и в вакуумном промежутке между пластинами. Данный метод позволяет формировать однородные слои и структуры на подложках большой площади, обеспечивает практически полный перенос ростового вещества от источника к подложке и предъявляет менее жесткие требования к уровню вакуума в рабочей камере [1].

Однако управляемое выращивание тонких слоёв методом МРЯ осложнено наличием переходных процессов на начальной и конечной стадиях термического цикла. Эти переходные процессы связаны с тепловой инерцией термического узла, куда помещена ростовая ячейка, и самой ростовой ячейки. В данной работе анализируется возможность использования переходного режима, имеющего место на завершающей стадии, для получения ультратонких полупроводниковых слоев.

Для стадии, завершающей процесс ЗСП, характерно осаждение на подложке паров ростового вещества, имеющихся в ростовой ячейке к началу охлаждения сэндвич-композиции и испарившихся от источника за время охлаждения. Следовательно, толщина напыленного слоя d определяется двумя слагаемыми:

$$d = P(T_{\text{нач}})l \frac{a}{kT\rho} + \int_0^{t_{\text{охл}}} v(T_1(t))dt, \quad (1)$$

где P – парциальное давление паров ростового вещества в вакуумной зоне, a и ρ – атомная масса и плотность паров ростового вещества, v – скорость испарения источника, T_1 – температура источника, T – температура паров

в вакуумной зоне. Таким образом, варьируя величинами $T_{\text{нач}}$, l и $t_{\text{охл}}$ возможно управляемо получать нанослой заданной толщины.

Рассмотрим практическую реализацию описанной выше методики на примере получения германиевых слоев на кремниевой подложке. В этом случае источником паров ростового вещества служит совокупность жидкофазных элементарных испарителей, расположенных на поверхности графитовой пластины в виде серии лунок, заполненных германием [2].

На первом этапе за счет использования двух нагревателей температура источника T_1 и подложки T_2 синхронно поднимаются до некоторого значения T_{max} . Значение T_{max} ограничивается температурой плавления подложки и для кремния равно 1680 К. Далее сэндвич-композиция выдерживается при этой температуре некоторое время, в течение которого за счет термотравления происходит очистка поверхности подложки. После удаления остаточных загрязнений подложки и источника в вакуумной зоне устанавливается равновесное давление насыщенных паров.

На следующем этапе осуществляется охлаждение ростовой ячейки. Нагреватель, расположенный со стороны подложки, выключается и удаляется от нее на расстояние приблизительно равное $15R$. При этом

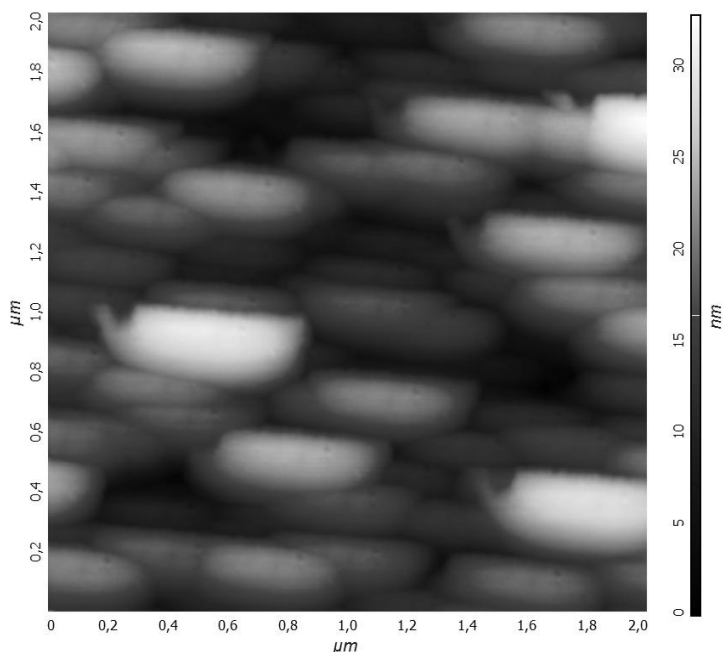


Рис. 1. АСМ-изображение германиевой островковой пленки, $d_{\text{eff}} = 19$ нм

теплопередача от нагревателя к подложке практически полностью прекращается, что вызывает быстрое остывание подложки с осаждением слоя на ней. Температура источника уменьшается медленнее температуры подложки, чем и обусловлено второе слагаемое в формуле (1). Скорость охлаждения, и, как следствие, толщина напыленного слоя зависят от конструкции оснастки

и системы тепловых экранов, а также дополнительно регулируется мощностью, подводимой к системе через нагреватель, расположенный

со стороны источника. Расчеты показывают, что, варьируя входящими в формулу (1) параметрами, можно получать германиевые пленки на кремниевой подложке толщиной от 100 до 10 нм и менее. В качестве примера на рис. 1 приведено АСМ-изображение германиевой островковой пленки эффективной толщиной $d_{eff} = 19$ нм.

Изложенное показывает, что использования переходного режима, имеющего место на завершающей стадии процесса напыления в условиях метода микроразмерной ростовой ячейки, позволяет формировать наноразмерные полупроводниковые пленки заданной толщины.

Литература

1. Aleksandrov L.N., Lozovskii S.V., Knyazev S.Y. Silicon Zone Sublimation Regrowth // Phys. Stat. Sol.(a), 1988. – V. 107. – P. 213-223.
2. С.В. Лозовский, В.Н. Лозовский, А.Н. Яценко. Получение слоев $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ на кремнии методом вакуумных микроразмерных ростовых ячеек // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Технические науки, 2012. – № 3. – С. 93-99.

НАНОМАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВ

УДК 621.315.592

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКТРАЛЬНОГО ОТКЛИКА ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ GaInP/GaAs/Ge

Э.Е. Блохин

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Вопрос повышения коэффициента полезного действия (КПД) солнечных элементов (СЭ) и снижения стоимости вырабатываемой ими электроэнергии является основным и наиболее актуальным в современной солнечной энергетике. Среди большого количества конструкций и типов фотопреобразователей особое место занимают каскадные СЭ на основе структур $A^{III}B^V$. В настоящее время рекордные значения КПД (42 %) [1] достигнуты именно в этом классе устройств.

Одной из важных характеристик каскадных солнечных элементов является эффективность преобразования солнечной энергии или спектральный отклик (Spectral Response (SR)). Его можно охарактеризовать как отношение пар носителей заряда разделенных p - n -переходом к числу падающих на фронтальную поверхность фотопреобразователя фотонов.

Целью данной работы являлось исследование спектрального отклика фотоэлектрических преобразователей на основе GaInP/GaAs/Ge путем измерения спектральных зависимостей внешнего квантового выхода.

В качестве образцов СЭ были выбраны структуры на основе GaInP/GaAs/Ge изготовленные в ФТИ им. Иоффе (г. Санкт-Петербург) методом МОСVD (газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений). Площадь элемента составляла 2×2 мм². Фронтальный металлический контакт выполнен в виде сетки с шагом 150 мкм.

Измерение спектральных зависимостей внешнего квантового выхода осуществлялось при помощи комплекса для исследования спектральных характеристик многослойных структур на основе p - n -перехода в спектральном диапазоне длин волн 340-1840 нм (рис. 1) [2].



Рис. 1. Внешний вид комплекса [2]

Комплекс построен на базе решетчатого монохроматора с автоматической сменой дифракционных решеток и зонных светофильтров. Оптическая система процесса измерений представлена на (рис. 2). Алгоритм и методика измерения спектральных зависимостей внешнего квантового выхода СЭ на основе одного p - n -перехода описаны в работе [3].

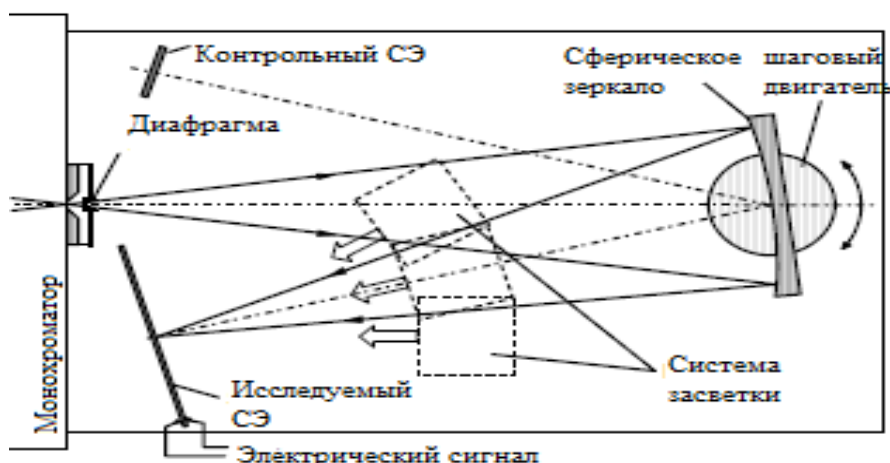


Рис. 2. Оптическая схема для измерения внешнего квантового выхода [2]

Особенность измерения внешнего квантового выхода в трехпереходных солнечных элементах заключается в том, что требуется использовать источники дополнительной засветки для получения спектрального отклика каждого p - n -перехода и исключения влияния других переходов. В данной работе измеряемый p - n -переход освещался с интенсивностью близкой к 1 Солнцу, в то время как другие переходы освещались с более высокой интенсивностью. Для данной процедуры в комплекс был установлен трехканальный источник засветки на основе сверхъярких светодиодов. Для засветки фронтального «широкозонного» p - n -перехода использовался синий сверхъяркий светодиод, для среднего перехода – красный сверхъяркий светодиод, а для «узкозонного» тыльного

p-n-перехода инфракрасный светодиод. Путем установления необходимых уровней дополнительной засветки и напряжения смещения в блоках управления напряжением и освещением проводились последовательные измерения спектрального отклика каждого *p-n*-перехода каскадной структуры GaInP/GaAs/Ge.

Результаты измерения спектральных зависимостей внешнего квантового выхода каскадных фотоэлектрических преобразователей на основе GaInP/GaAs/Ge представлены на рис. 3.

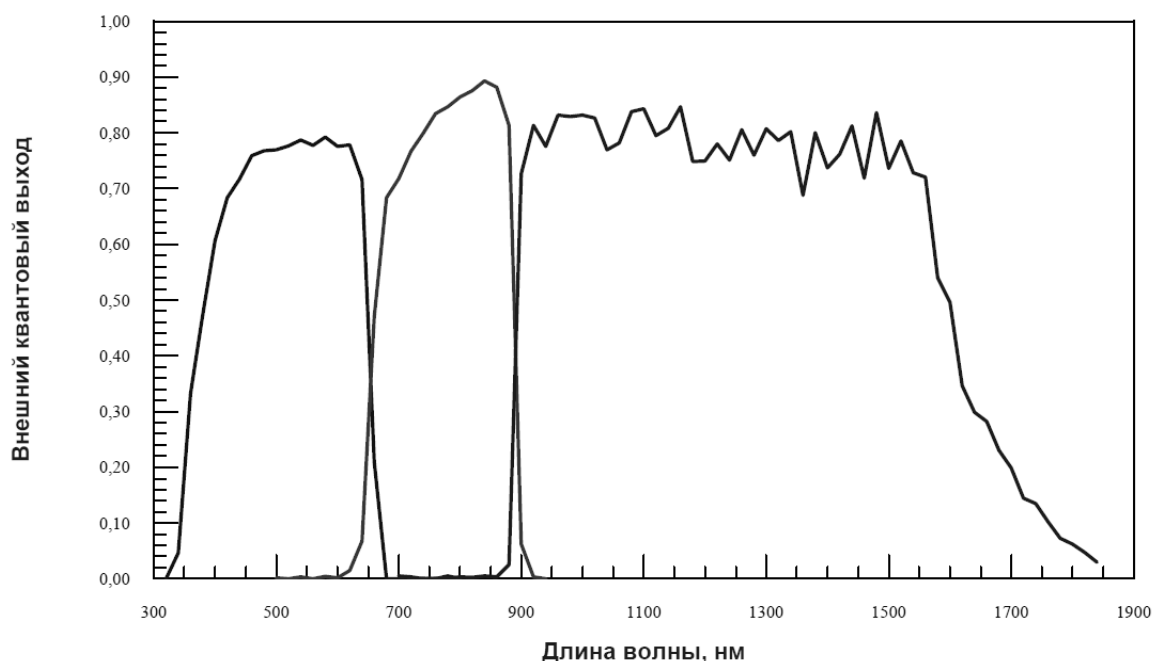


Рис. 3. Спектральная характеристика EQE СЭ на основе GaInP/GaAs/Ge

Анализ полученных спектральных зависимостей позволяет оценить эффективность фотоэлектрического преобразования и качество материала, из которого изготовлен СЭ. По приведенным на рис. 3 данным видно, что в коротковолновой области спектра (300 – 500) нм значение внешнего квантового выхода составляет порядка 80 %. По-видимому, данное значение обусловлено высоким уровнем легирования фронтального слоя GaInP. В видимой части спектра вплоть до 900 нм значение внешнего квантового выхода достигает 85-90 %, что связано с эффективной генерацией носителей заряда в слое GaAs. В длинноволновой области (900-1700 нм) можно заметить колебания значений внешнего квантового выхода в области тыльного *p-n*-перехода, что связано с его неидеальными свойствами (низкое сопротивление шунта или низкое сопротивление пробоя, а также интерференция света внутри многослойной структуры).

Край поглощения в области 1700 нм определяется шириной запрещенной зоны «узкозонного» тыльного материала (в данном случае Ge).

На основе полученных спектральных зависимостей внешнего квантового выхода в управляющей программе измерительного комплекса рассчитаны плотности фототока для различных значений атмосферной массы АМ (табл. 1). По приведенным в таблице данным видно, что результирующее значение плотности фототока каскадной структуры СЭ будет лимитироваться *p-n*-переходом с минимальной плотностью фототока.

Таблица 1

Плотность фототока (мА/см ²)			
Условия освещения	Верхний переход (320 - 800 нм)	Средний переход (500 - 940 нм)	Нижний переход (700 - 1840 нм)
АМ0 (1366.1 Вт/м ²)	15,87	14,40	26,72
АМ1.5G (1000 Вт/м ²)	12,47	13,03	19,05
АМ1.5D LAOD (1000 Вт/м ²)	11,96	13,23	20,48

В данном случае для условий АМ 1.5 G верхним «широкозонным» *p-n*-переходом на основе GaInP ($J_{ph} = 12.47$ мА/см²). Что оказывает некоторое влияние на выходные характеристики каскадной структуры GaInP/GaAs/Ge.

В заключение стоит отметить, что выращенные методом МOCVD каскадные структуры обладают высокой эффективностью. Однако проведенные в данной работе исследования показали, что согласование в структуре каскадов по току для получения наибольшей эффективности остается весьма актуальной задачей для технологов.

Литература

1. Алферов Ж.И., Андреев В.М., Румянцев В.Д. Тенденции и перспективы развития солнечной фотоэнергетики // Физика и техника полупроводников. – Т. 38. – Вып. 8. – 2004.
2. Shvarts M.Z., Chalov A.E., Ionova E.A., Larionov V.R., Malevskiy D.A., Rumyantsev V.D., Titkov S.S. Indoor characterization of the multijunction III-V solar cells and concentrator modules 2006.
3. Лунин Л.С., Чеботарев С.Н., Пашенко А.С., Блохин Э.Е., Дудников С.А. Моделирование нагрузочных вольт-амперных и ватт-вольтových характеристик фотоэлектрических преобразователей // Свидетельство о государственной регистрации программы ЭВМ №2012614375, зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 16.05.12.

УДАЛЁННЫЙ МОНИТОРИНГ АТМОСФЕРЫ ОВОЩЕХРАНИЛИЩА С ПОМОЩЬЮ ОДНОКРИСТАЛЛЬНОЙ МУЛЬТИСЕНСОРНОЙ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ХЕМОРЕЗИСТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

А.С. Варезников, В.А. Зеленов, В.В. Сысоев

Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина

В области пищевой промышленности актуально стоит задача поиска электронных приборов, способных характеризовать те или иные свойства и характеристики продуктов питания. До настоящего времени оценка качества продукции осуществляется главным образом органолептическим способом, т.е. используя специально обученных людей – дегустаторов [1]. В настоящее время человечество изобрело приборы и устройства, имитирующие работу различных органов чувств: органы зрения, слуха, ориентации в пространстве, тактильные и т.д., но до сих пор не существует малогабаритных и дешёвых приборов, аналогичных системе обоняния млекопитающих [1]. Таким прибором может стать газоаналитическое устройство вида «электронный нос» [2]. Данное газоаналитическое устройство разрабатывается на основе общих принципов построения обонятельной системы млекопитающих и состоит из трёх частей: 1) линейка сенсоров, 2) устройство считывания сенсорных сигналов, 3) система идентификации образов газов

В данной работе мы апробировали применение такого устройства для анализа атмосферы в овощехранилище заглубленного типа, в первую очередь, с целью возможности детектирования появления гнилостных процессов в хранимых продуктах (картофеле).

Для этой цели мы использовали «электронный нос», оборудованный мультисенсорным чипом хеморезистивного типа [3]. Данный чип представляет собой массив компланарных электродов, размещенных на поверхности подложки из Si/SiO₂ (рис. 1).

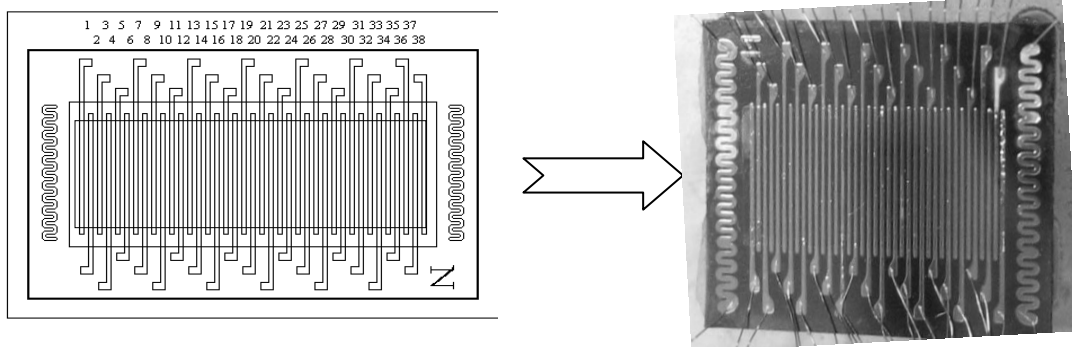


Рис. 1. Схема и фотография хеморезистивного мультисенсорного чипа

Поверх электродов нанесен чувствительный элемент – плёнка оксида металла; при этом сенсорный сегмент формируется между каждой парой электродов. Для проведения идентификации воздействия газов, в данной работе мы использовали трёхслойную искусственную нейронную сеть прямого распространения с нейронами персептронного типа [4]. Количество нейронов входного слоя соответствует размерности входного вектора, в выходном слое установлены два нейрона, выходные значения которых соответствуют координатам на двухмерной плоскости. В процессе обучения нейронной сети, для каждого N- мерного вектора, генерируемого мультисенсорным чипом, ставится в соответствие определённая точка в двухмерном пространстве на выходе ИНС. В процессе проведения эксперимента на базе одноплатного компьютера EBox-3300 была разработана портативная система для удалённого контроля состояния атмосферы по сетевому протоколу TCP/IP (рис. 2).

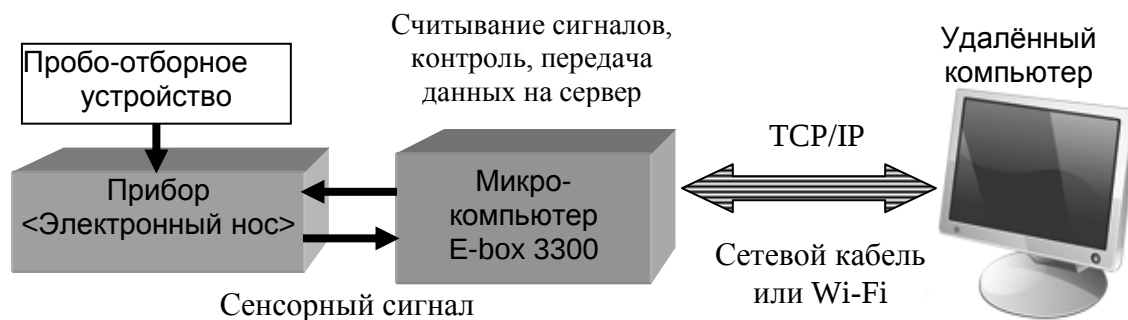


Рис. 2. Принципиальная схема установки удалённого контроля состояния атмосферы

Микрокомпьютер на базе EBox-3300 выполняет роль независимого и автономного обрабатывающего центра для сбора и хранения данных, получаемых от мультисенсорного чипа. При возникновении необходимости считать результаты измерений оператор в любой момент может присоединиться к обрабатывающему центру по протоколу TCP/IP и получить данные измерений.

Для проведения тестирования системы, газоаналитический комплекс был помещён в бункер, содержащий картофель, откуда по беспроводному каналу связи осуществлялся контроль качества воздуха. В ходе эксперимента были получены сигналы, соответствующие состоянию атмосферы различных помещений овощехранилища. На рис. 3 представлено изменение медианы сенсорного отклика по мультисенсорному набору. Полученные данные были обработаны с помощью ИНС, результаты обработки которой представлены на двухмерную плоскость (рис. 4).

Как видно из представленной диаграммы, данные находятся в установленных окрестностях, взаимного пересечения образов не происходит, что подтверждает возможность идентификации газовых образов и качественного анализа состояния атмосферы. Подобная калибровочная диаграмма используется в режиме контроля, по ней определяются отклонения от эталонных показаний состояния атмосферы в данной зоне контроля. Например, при установленном датчике в помещении для персонала, отклонения в сторону координат соответствующих атмосфере овощехранилища, может косвенно указывать на неисправность системы вентиляции помещения. В другом случае, отклонение от нормальной атмосферы коридора овощехранилища в сторону координат картофеля, может свидетельствовать об увеличении газообразных продуктов, сопутствующих хранению картофеля, что может быть связано с ускорением метаболических процессов микроорганизмов.

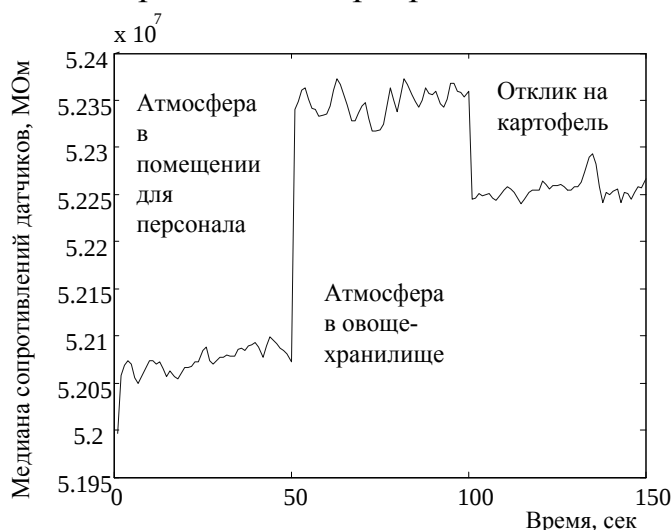


Рис. 3. Медианное значение отклика на различный воздух

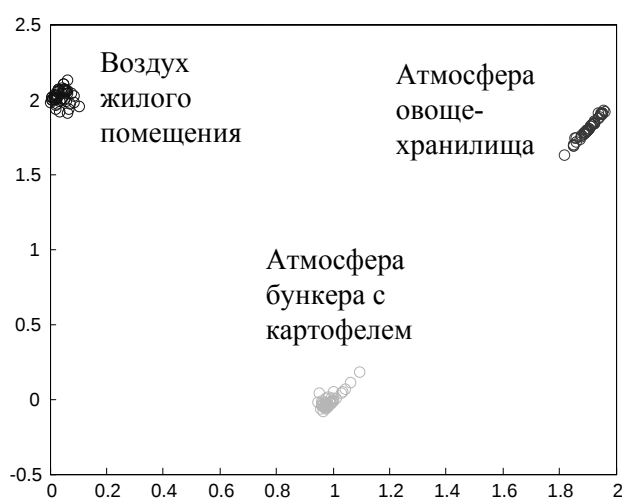


Рис. 4. Проекция многомерного газового отклика на двухмерную плоскость (калибровочная диаграмма)

Таким образом, рассмотренное устройство позволяет отслеживать качество воздуха в различных частях овощехранилища и, в перспективе, оценивать текущее состояние хранимых продуктов для проведения корректировки режима их хранения во избежание массовой порчи овощей.

Литература

1. Рембеза С.И. Нужен ли человечеству искусственный нос? / С.И. Рембеза // Природа. – 2005. – № 2.
2. Ганшин В.М., Чебышев А.В., Фесенко А.В. От обонятельных моделей к "электронному носу". Новые возможности параллельной аналитики. – Специальная техника, 1999, № 1-2.
3. Goschnick J. An electronic nose for intelligent consumer products based on a gas analytical gradient microarray // Microelectronic Engineering. – 2001. – V. 57-58. – P. 693-704.
4. Оссовский С. Нейронные сети для обработки информации / Пер. с польского И.Д. Рудинского. – М.: Финансы и статистика, 2004.

УДК 537

ИЗМЕРЕНИЕ НАПРЯЖЕННЫХ СОСТОЯНИЙ ТОНКИХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНОК

С.О. Гаврилов

НКТБ «Пьезоприбор», г. Ростов-на-Дону

Напряженное состояние в пленках возникает в результате различия коэффициентов термического расширения граничащих материалов. Напряженное состояние вызванное осаждением материала на подложку может быть растягивающим (пленка меньше подложки – края подложки выгибаются вверх) или сжимающим (пленка больше подложки – края подложки выгибаются вниз).

Для измерения механических напряжений тонких пленок целесообразно использовать инструмент FLX-2320. Он позволяет точно измерять изменение радиуса кривизны подложки, вызванное в результате осаждения на нее тонкой пленки, и на основе этого изменения вычислять области с различными напряженными состояниями, расположенными по поверхности исследуемой пленки. Полученные данные о напряженных состояниях затем могут быть использованы для корректировки процесса осаждения материала пленки.

FLX-2320 содержит 2 твердотельных лазера, сканирующих поверхность подложки: лазер класса IIIa мощностью 4 мВт и длиной волны

670 нм и лазер класса IIIb мощностью 4 мВт и длиной волны 780 нм. Процесс измерения состоит из двух этапов. Сначала лазером сканируется кривизна поверхности чистой подложки и после осаждения материала пленки на подложку осуществляется повторное сканирование. Лазер полностью проходит над подложкой два раза. Регистрируемым сигналом является отклонение лазерного пучка от подложки. Полученная информация обрабатывается компьютером на базе операционной системы WINDOWS 3.1, который подключен к FLX-2320. Программное обеспечение контролирует процесс измерения, ввод данных и вычисления. Собранные и просчитанные данные заносятся в программу в формате электронной таблицы. Кроме того результаты могут быть визуализированы в графической форме.

Напряженное состояние тонкой пленки вычисляется после измерения радиусов кривизны с использованием следующего уравнения и переменных:

$$\sigma = \frac{E h^2}{(1-\nu)6Rt}, \quad (1)$$

где $\frac{E h^2}{(1-\nu)}$ – двухосные коэффициенты эластичности подложки; ν – коэффициент Пуассона; h – толщина подложки; t – толщина пленки; σ – средняя нагрузка на пленку. Величина R является эффективным радиусом кривизны, который вычисляется на основании радиусов кривизны подложки до и после осаждения пленки по формуле:

$$R = \frac{(R_1 R_2)}{(R_1 - R_2)}.$$

Как видно из (1) толщина подложки является важным параметром для осуществления корректных вычислений. Поэтому в процессе исследования необходим любой инструмент, который позволит достаточно точно измерить толщину подложки.

Установка FLX-2320 имеет широкие возможности анализа данных, которые включают в себя вычисление двухосного коэффициента эластичности и линейного коэффициента расширения, расчет равномерности напряженного состояния, построение графиков, вычисление коэффициентов диффузии и отображение 3D карты напряженных состояний подложки. Пример построения 3D карты напряженных состояний изображен на рис. 1. В данном опыте исследовался образец пленки нитрида кремния толщиной 850 нм, полученного усиленным плазмой методом химического осаждения из газовой фазы.

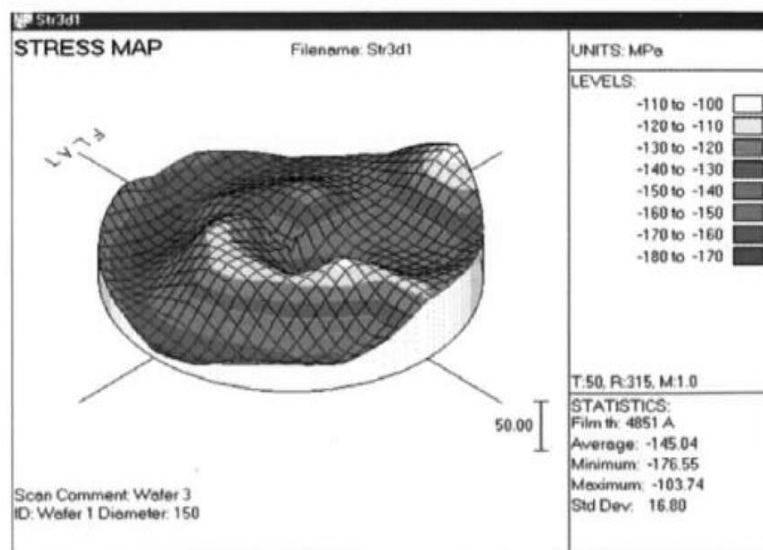


Рис. 1. 3D карта напряженных состояний пленки нитрида кремния.

Различными оттенками показано распределение напряжений в интервале от 100 до 180 МПа

Кроме того FLX-2320 имеет возможность измерять напряженное состояние пленки как функцию времени или температуры. Программное обеспечение позволяет управлять циклами нагрева и охлаждения при помощи плиты подогрева в температурном интервале от -65°C и до 500°C .

Литература

1. Emma Dietholm, "Operational procedures for the thin film stress instrument", April 13, 2004.
2. J. Micromech, "Investigating thin film stresses in stacked silicon dioxide/silicon nitride structures and quantifying their effects on frequency response", 2007, Microeng, 17, 1042.

УДК 622.995

ЭКВИВАЛЕНТНАЯ СХЕМА СОЛНЕЧНОГО ЭЛЕМЕНТА НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ

С.А. Дудников

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Одним из перспективных направлений альтернативной энергетики является фотоэлектрическое преобразование солнечной энергии. Для повышения эффективности преобразования в последние годы активизировались исследования возможности применения гетероструктур

с массивом квантовых точек (КТ). Теоретический максимум КПД идеального солнечного элемента с промежуточной подзоной составляет 63,2 %, что превышает на 40,7 % КПД обычного однопереходного элемента.

Для моделирования фотоэлектрического преобразователя на гетероструктурах с КТ предлагается использовать эквивалентную схему, представленную на рисунке 1.

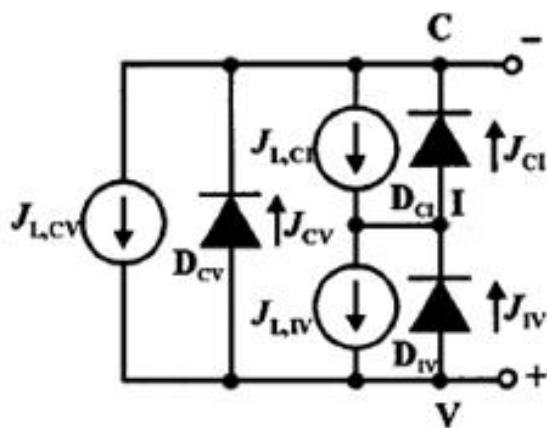


Рис. 1. Эквивалентная схема солнечного элемента на гетероструктурах с квантовыми точками

Связь между математическими выражениями и соответствующими им физическими моделями устанавливается в выражении:

$$J_{xy} = J_{0,xy} \left[\exp \left(\frac{eV_{yx}}{kT} \right) - 1 \right],$$

где V_{yx} – напряжение между узлами цепи, к которым подключен диод. Экспоненциальная зависимость показывает, что для описания статистики электронов и фотонов используется приближение Больцмана. Иными словами в данном случае не учитываются процессы излучения фотонов. Данная эквивалентная схема солнечного элемента также не учитывает то, что некоторые фотоны, образующиеся при эмиссии, могут участвовать в механизмах ударной ионизации.

Определение параметров эквивалентной схемы осуществлялось на основе экспериментальных вольтамперных характеристик контрольного солнечного элемента на основе GaAs (без квантовых точек) и солнечного элемента с КТ. Представленная схема использована для последующего описания функционирования прототипа солнечного элемента с промежуточной подзоной, созданного на основе квантовых точек InAs. Получены значения параметров эквивалентной схемы с использованием экспериментальных данных, найденных на основе измерений вольтамперных характеристик, спектров фотолюминесценции и внешнего квантового выхода, а также теоретических расчетов.

ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ ФОТО-ТОКА В НАПРЯЖЕНИЕ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ВЫСОТЫ ПОТЕНЦИАЛЬНОГО БАРЬЕРА В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

Г.А. Панин

Воронежский государственный университет инженерных технологий

Измерение высоты потенциального барьера по зависимости фото-тока от длины волны падающего излучения осуществляется по методике, описанной в [1]. Когда образец освещается со стороны металла монохроматическим светом с энергией большей работы выхода из металла $h\nu > q_{Bn}$, в металле возбуждаются электроны с энергией, достаточной для преодоления потенциального барьера. Если при этом энергия фотонов больше ширины запрещенной зоны $h\nu > E_g$, а пленка металла достаточно тонкая, то свет, частично проходящий через нее, генерирует электронно-дырочные пары и в полупроводнике. В теории Фаулера зависимость квантового выхода R от энергии фотона $h\nu$ выражается формулой [1]:

$$R \approx \frac{T^2}{\sqrt{E_s - h\nu}} \left[\frac{x^2}{2} + \frac{\pi^2}{6} - \left(e^{-x} - \frac{e^{-2x}}{4} + \frac{e^{-3x}}{9} - \dots \right) \right], \quad (1)$$

где $h\nu_0 \equiv q_{Bn}$ – высота барьера, E_s – сумма $h\nu_0$ и энергии Ферми отсчитанной от дна зоны проводимости металла, $x \equiv h(\nu - \nu_0)/kT$. При условии, что $E_s \gg h\nu$ и $x > 3$, вместо выражения (1) можно использовать упрощенные выражения:

$$R \approx (h\nu - h\nu_0)^2 \text{ при } h(\nu - \nu_0) > 3kT.$$

Или

$$\sqrt{R} \approx h(\nu - \nu_0)$$

Построив зависимость корня квадратного из фототока от энергии фотона, получаем прямую линию. Экстраполируя эту прямую на ось энергий, сразу получаем высоту энергетического барьера.

Для преобразования фото-тока в измеряемое напряжение [2] схема должна иметь нулевой входной импеданс, чтобы падение напряжения на гетеропереходе также было нулевым. Нулевой импеданс обеспечивает операционный усилитель DA1.1, так как благодаря большому усилению его обратная связь устанавливает нулевую разность напряжений между входами. Это является ключевым моментом схемы преобразователя тока

в напряжение, показанной на рис. 1. Она обеспечивает входное сопротивление, равное R/A , где A – коэффициент усиления операционного усилителя с разомкнутой петлей обратной связи, а R – сопротивление, включаемое в цепь обратной связи усилителя с помощью мультиплексора DD1. Ток перехода гетероструктуры практически не течет через вход операционного усилителя, целиком направляясь в сопротивление обратной связи R . Таким образом выходная зависимость напряжения от фототока имеет вид $U_{out} = I_p R$. Схема преобразователя имеет второй каскад усиления. Данное решение хоть и проигрывает по шумам однокаскадному варианту, но было выбрано после множества измерений различных гетероструктур. Дело в том, что разные гетероструктуры могут иметь значительную емкость и сопротивление, в результате чего они вносят дополнительный полюс и ноль на низкой частоте в передаточную характеристику усилителя преобразователя, тем самым снижая его устойчивость и вызывая эффекты звона и дифференцирования модулированного сигнала [3]. Снижая коэффициент усиления преобразовательного каскада, мы тем самым расширяем его полосу усиления, уменьшая действие паразитного полюса и нуля. Дальнейшее усиление U_{out} с DD1.1 осуществляется усилителем DA1.2 с коэффициентом усиления 1001.

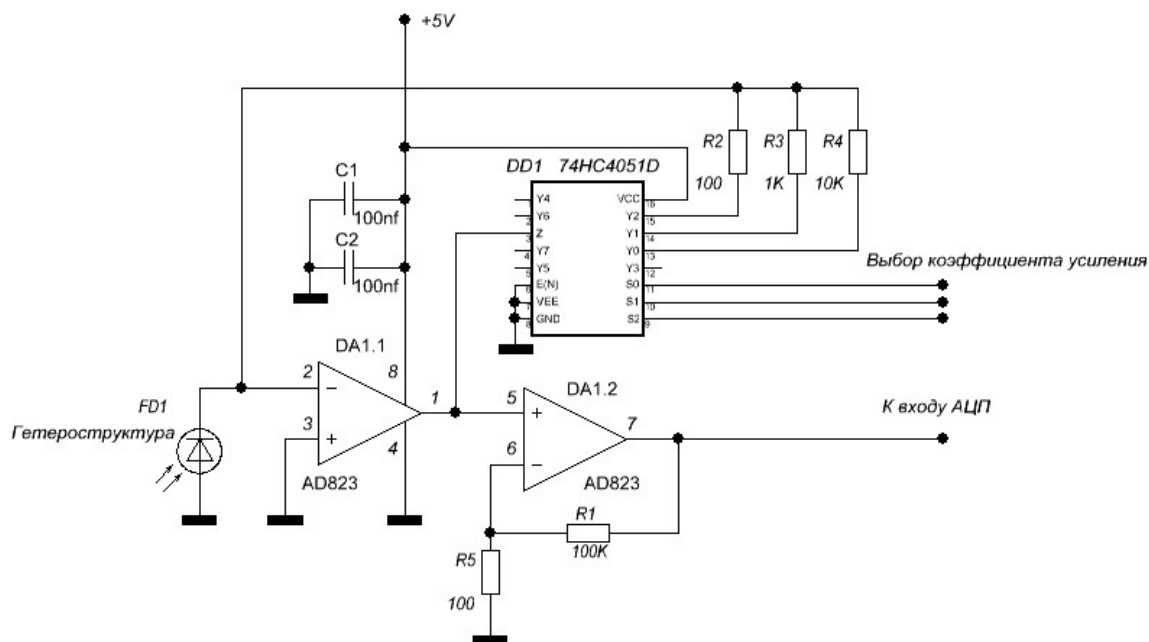


Рис. 1. Принципиальная схема преобразователя фототока в напряжение

Чтобы проверить работоспособность преобразователя фототок-напряжение были проведены сравнительные измерения фототоков

промышленного фотодиода ФД8К и изготовленного нами фотопреобразователя с барьером Шоттки на кремнии с полупрозрачными контактами из золота различной толщины и площади. Площадь полупрозрачных контактов в исследуемых структурах изменяли от 0,1 до 0,4 см². Толщина полупрозрачного слоя золота контролировалась по относительному изменению пропускания света образцом спутником на стеклянной подложке. Перед напылением, пластины кремния освежали в растворе серной кислоты и перекиси водорода ($\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}=4:1:1$) в течение 2 минут, затем отмывали в деионизованной воде и высушивали на центрифуге. Напыление полупрозрачных контактов из золота на «холодные» ($T=293\text{ K}$) подложки из монокристаллического кремния n-Si(100) осуществляли вакуумным термическим напылением через маску в установке ВУП-5. Затем сверху на полупрозрачный слой золота через маску напыляли достаточно толстый электрический контакт из алюминия. На рис. 2. и рис. 3. показаны зависимости фото-тока от длины волны для фотодиода и кремниевого образца, а также построенные по ним зависимости корня квадратного из фототока от длины волны в электрон-вольтах, измеренные с помощью данного преобразователя.

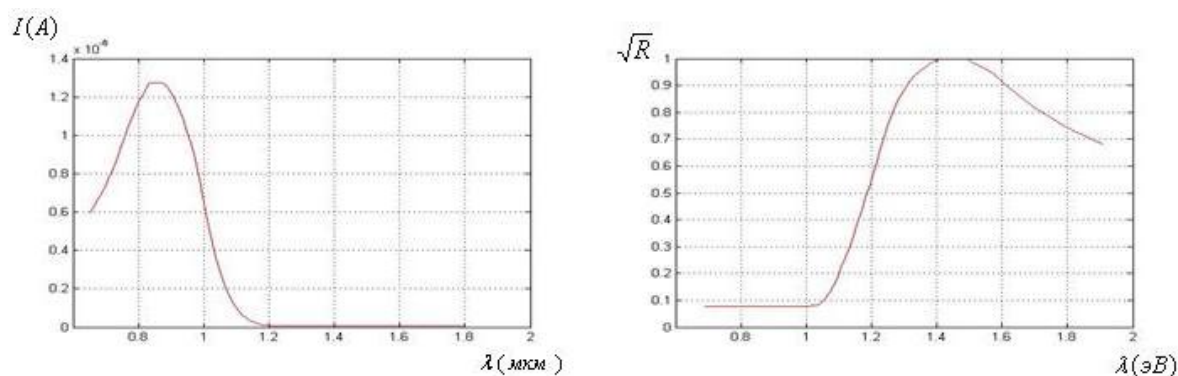


Рис. 2. Зависимость фото-тока для кремниевого фотодиода ФД8К

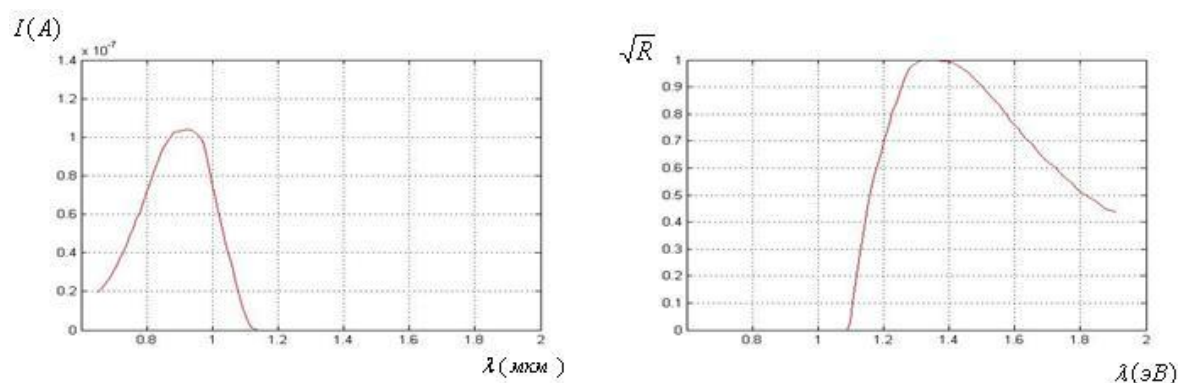


Рис. 3. Зависимость фото-тока для экспериментального кремниевого образца

Как видно из рис. 2. и рис. 3. вид зависимости фототока от длины волны для экспериментального кремниевого образца подобен характеристики промышленного фотодиода изготовленного также на основе кремния. Значения фото-тока для каждой длины волны для фотодиода по сравнению с кремниевым экспериментальным образцом, несколько больше, что связано с включением последовательно сопротивления кремниевой подложки в экспериментальном образце.

Литература

1. С. Зи. Физика полупроводниковых приборов. В 2-х книгах, книга 1. – М.: Мир, 1984. – 456 с.
2. Титце У., Шенк К. Полупроводниковая схемотехника: справочное руководство. – М.: Мир, 1982. – 512 с.
3. Г.И. Котов, Г.А. Панин, С.А. Титов, Ю.Н. Власов. Установка для измерения фото-ЭДС и фото-тока полупроводниковых гетероструктур. Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2012. – Т. 8.– 166 с.

УДК 621.793

МОДИФИКАЦИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ CO₂ – ЛАЗЕРА

А.В. Федин, А.А. Митрофанов, М.Н. Ериков

Ковровская государственная технологическая академия им. В.А. Дегтярева,

В.Е. Ваганов

Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Эффективность применения газотермических покрытий определяется не только свойствами напыляемого материала, но и характеристиками покрытия. Так, теплозащитная способность и коррозионная стойкость покрытия во многом определяется его пористостью. С увеличением пористости улучшаются теплозащитные свойства покрытия, в частности термостойкость, сопротивляемость растрескиванию при термоциклических нагрузках. С другой стороны, развитая наружная и внутренняя пористость облегчает возможность проникновения атмосферных газов или агрессивных сред через покрытие к поверхности металлической основы, что приводит к образованию на границе раздела оксидных пленок, снижению прочности адгезионного сцепления и отслаиванию покрытия [1, 2]. Обеспечение сочетания этих свойств возможно при формировании покрытия с пористостью, изменяющейся по его глубине.

Одним из путей решения этой задачи является использование лазерного излучения, которое, благодаря высокой плотности подводимой энергии, широко используется в различных технологических процессах [3].

Теоретическое определение параметров лазерной обработки основано на определении температуры на поверхности покрытия и ее распределении по глубине. Результаты аналитических решений уравнения теплопроводности позволяют оценить следующие параметры процесса:

- абсолютное значение температуры на поверхности зоны лазерного воздействия;
- распределение температурных полей по глубине поверхностного слоя.

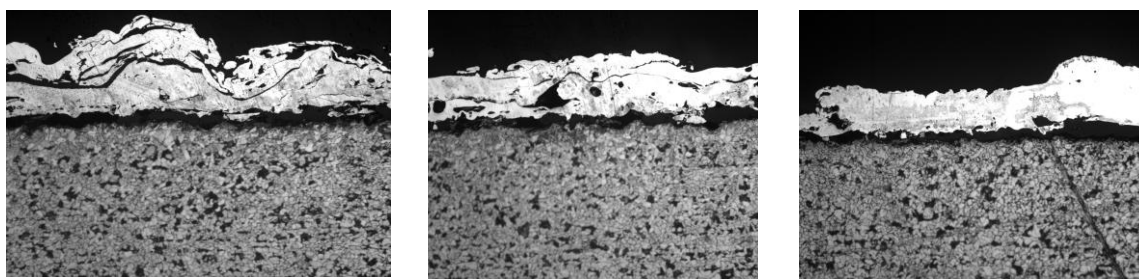
Условием определения параметров непрерывного лазерного излучения применяемого для обработки газотермических покрытий является формирование на поверхности температур в интервале «температура кипения – температура плавления».

На экспериментальные образцы из конструкционной стали 10, с использованием установки «Киев-7» напылялись покрытия двух видов: керамическое на основе Al_2O_3 и на основе сплава ПН 85-Ю-15. Дисперсность частиц напыляемого порошка составляла 40-60 мкм. Лазерная обработка каждого вида покрытия выполнялась с использованием непрерывного излучения CO_2 – лазера и сопровождалась оплавлением поверхностного слоя.

Определение результатов воздействия лазерного излучения проводилось на основе исследования структуры покрытий. Для этого были изготовлены поперечные металлографические шлифы. Установлено (рис. 1), что в структуре плазменного покрытия на основе сплава ПН 85-Ю-15 происходят качественные изменения. Видно, что по мере увеличения плотности мощности лазерного излучения происходит уменьшение площади занимаемой темными зонами, которые можно идентифицировать как закрытые поры. Кроме того, происходит снижение рельефности поверхностного слоя покрытия в зоне лазерного воздействия, что дополнительно свидетельствует о происходящих процессах плавления.

Аналогичные исследования проводились и для керамического покрытия Al_2O_3 (рис. 2).

В этом случае так же происходит уменьшение площади занимаемой темными зонами. Однако, интенсивность процесса изменения пористости значительно ниже, что можно объяснить более высокими значениями температур плавления и кипения Al_2O_3 по сравнению с ПН 85-Ю-15.



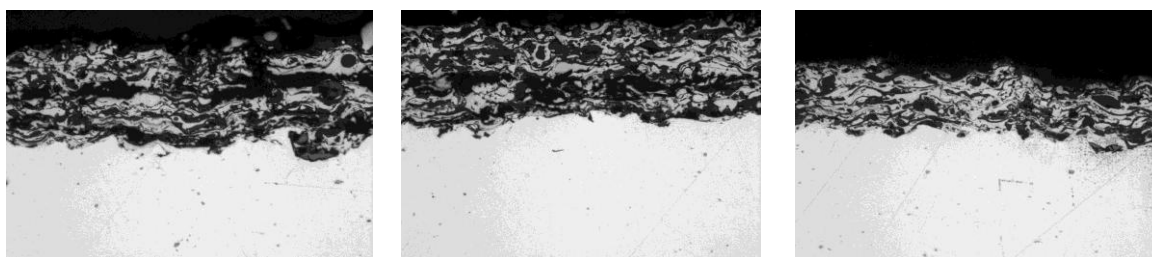
a)

б)

в)

Рис. 1. Микроструктура плазменного покрытия на основе сплава ПН 85-Ю-15 до и после обработки излучением непрерывного CO_2 – лазера ($\times 100$):

a – исходное состояние; *б* – после воздействия излучением с плотностью мощности $1,5 \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$; *в* – после воздействия излучением с плотностью мощности $1,8 \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$



a)

б)

в)

Рис. 2. Микроструктура керамического покрытия Al_2O_3 до и после обработки излучением непрерывного CO_2 – лазера ($\times 100$):

a – исходное состояние; *б* – после воздействия излучением с плотностью мощности $1,6 \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$; *в* – после воздействия излучением с плотностью мощности $3,8 \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$

Количественная оценка изменения пористости выполнялась с помощью разработанной в среде Visual Studio 2008 программы обработки изображений. При использовании данной программы определялось процентное соотношение темных (поры) и светлых (материал покрытия) зон на изображении микроструктуры поперечных шлифов. Полученные результаты приведены в таблице 1.

Таблица 1

Изменение пористости газотермических покрытий в результате воздействия непрерывным излучением CO_2 – лазера

Материал покрытия	Плотность мощности лазерного излучения q , Вт/см ²	Средняя пористость n_{cp} , %
Al_2O_3	0 (исходное состояние)	24.5
	$1,6 \times 10^6$	18.38
	$3,8 \times 10^6$	15.1
ПН 85-Ю-15	0 (исходное состояние)	17
	$1,5 \times 10^6$	8
	$1,8 \times 10^6$	5

Из полученных результатов видно, что наиболее интенсивно процесс снижения средней по глубине пористости протекает в покрытии на основе сплава ПН 85-Ю-15. В этом случае происходит снижение пористости с 17 % в исходном состоянии до 5-8 % после лазерной обработки, т.е. в 2-3 раза. Для керамического покрытия Al_2O_3 влияние на пористость воздействия лазерным излучением проявляется в меньшей степени, 24,5 % в исходном состоянии и 15-18 % после лазерной обработки. Кроме того, наибольшее снижение пористости всех типов покрытия происходит в верхних слоях, которые нагреваются до более высоких.

Выводы.

1. Установлено, что воздействие лазерным излучением приводит к снижению средней пористости газотермических покрытий. Для покрытия на основе сплава ПН 85-Ю-15 происходит снижение пористости с 17 % в исходном состоянии до 5-8 % после лазерной обработки, для керамического покрытия Al_2O_3 – 24,5 % в исходном состоянии до 15-18 % после лазерной обработки.

2. Наибольшее снижение пористости всех типов покрытий происходит в его верхних слоях.

Литература

1. Кудинов В.В. Плазменные покрытия. – М.: Наука, 1977.
2. Пузряков А.Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления: Учебное пособие по курсу “Технология конструкций из металлокомпозитов”. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 360 с.
3. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ И МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 537.226-4; 538.956

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ BST-КЕРАМИЧЕСКИХ «МИШЕНЕЙ» ДЛЯ ТОНКИХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛЁНОК И ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ

*И.А. Вербенко, А.В. Павленко, Х.А. Садыков, Л.А. Шилкина,
С.И. Шевцова, Л.А. Резниченко*

НИИ физики Южного федерального университета, г. Ростов-на-Дону,
С.А. Симоненко, Г.М. Константинов

Региональный филиал Центрального Экспертно-криминалистического
таможенного управления, г. Ростов-на-Дону,

Г.Н. Толмачёв

Южный научный центр РАН, г. Ростов-на-Дону

В последнее время отмечается стремительное развитие контрольно-измерительной аппаратуры нового поколения, основным элементом которой являются электрически перестраиваемые устройства миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов (фазовращатели (ФВ), линии задержки, резонаторы, фильтры) на основе тонких сегнетоэлектрических (СЭ) плёнок [1]. Последние обладают рядом преимуществ перед полупроводниковыми и ферритовыми аналогами [2]. В качестве «мишеней» (катодов) для получения BST-плёнок для ФВ в основном используют композиции $(\text{Ba}_{0,8}\text{Sr}_{0,2})\text{TiO}_3$ или $(\text{Ba}_{0,7}\text{Sr}_{0,3})\text{TiO}_3$, что связано с реализацией в них наименьших потерь. Учитывая известную чувствительность свойств сложных оксидов со структурой типа перовскита, в том числе, титанатов щелочноземельных металлов к условиям получения, очевидна необходимость более детального выбора оптимальных условий приготовления крупногабаритных BST-«мишеней» (катодов) путём варьирования их температуры спекания, $T_{\text{сп.}}$ с характеристикой различными методами полученных поликристаллических продуктов. Это и стало предметом настоящего исследования.

Объектами исследования явились твёрдые растворы (ТР) BST-системы состава $(\text{Ba}_{0,8}\text{Sr}_{0,2})\text{TiO}_3$, полученные двухстадийным твердофазным синтезом при $T_1 = 1130^\circ\text{C}$, $T_2 = 1150^\circ\text{C}$, $\tau_1 = \tau_2 = 4$ час., с после-

дующим спеканием по обычной керамической технологии. Выбор оптимальных регламентов получения образцов осуществлялся на серии проб, различной топологии, при температурах спекания, $T_{\text{сп.}}$, равных $(1300 \div 1530)^\circ\text{C}$. Длительности изотермических выдержек 5 час.

Фазовый состав и полноту синтеза проверяли при помощи рентгенофазового анализа. Прецизионные рентгеноструктурные исследования выполняли на измельченных керамических спеках. Определение экспериментальной, $\rho_{\text{экс.}}$, плотности образцов осуществляли методом гидростатического взвешивания в октане. Микроструктуру и элементный состав образцов спеченной керамики исследовали на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе (РЭМ) Camebax-микро и электронном сканирующем микроскопе «HitachiTM -1000». Диэлектрические спектры изучали с использованием измерителя импеданса E7-20. Измерения проводили в интервале температур $(25 \div 700)^\circ\text{C}$ и в частотном диапазоне 25 Гц – 1 МГц.

Визуальный анализ керамических спёков показал, что при увеличении температуры окраска керамик изменяется от светло-жёлтой ($T_{\text{сп.}} \leq 1350^\circ\text{C}$) к серому и далее (при $T_{\text{сп.}} = 1530^\circ\text{C}$) к практически чёрному. Аналогичная картина наблюдается и для крупноразмерных образцов с той лишь разницей, что их потемнение наблюдается значительно раньше (при $T_{\text{сп.}} = 1300^\circ\text{C}$).

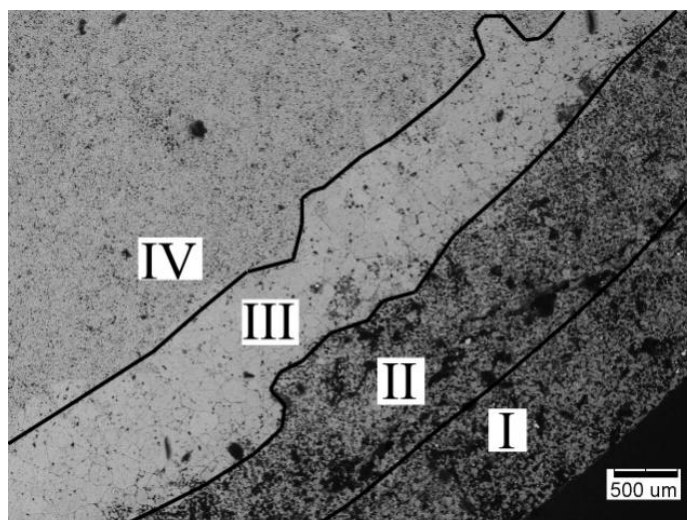


Рис. 1. Микроструктура предкраевых областей в керамике $(\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2})\text{TiO}_3$, спечённой при 1300°C (слева) и при 1530°C (справа)

Рентгенографически установлено образование беспримесных тетрагонально (Т)-искажённых керамик при всех $T_{\text{сп.}}$, независимо от топологии образцов. Анализ рентгеноструктурных данных и зёренного

строения показал, что в керамиках с большим однородным параметром деформации, δ_T , наблюдается меньший размер кристаллитов. Подобный эффект мы отмечали во многих керамиках на основе ниобатов щелочных металлов (НЩМ) [3], системы ЦТС [4], многокомпонентных объектов [5] и объясняли это возрастанием внутренних напряжений в керамике с ростом спонтанной деформации, затормаживающих рост кристаллитов. Анализ микроструктуры позволяет отнести её к корко-слоевому типу: край образцов характеризуется высокой пористостью, относительно небольшим средним размером зёрен и его малым разбросом (I); ближе к центру количество пор уменьшается, размер зёрен растёт, а их разброс по величине усиливается (II); затем, при дальнейшем движении от края к центру, наблюдается малопористая область, образованная плотной коркой из крупных зёрен сложной формы (III); далее к центру размер зёрен вновь уменьшается, но сохраняется низкая пористость структуры, характерная для коркового слоя (IV).

Результаты электроннозондового анализа керамик, спечённых при 1475 °С (с тёмной и светлой поверхностями), показали, что кроме пор, в керамиках присутствуют шаровидные полости, которые могут быть следствием плавления при спекании термически устойчивого гидроксида $\text{Ba}(\text{OH})_2$ ($T_{\text{пл.}} = 780$ °С) – продукта гидролиза не полностью вошедшего в реакцию исходного компонента BaCO_3 [6]. В ТР ввиду вышеизложенного возможно образование ЖФ самого различного состава, при этом, вероятно, появление ЖФ возможно и в объёме образцов. Состав керамики по результатам микроанализа в пределах погрешности метода соответствует ожидаемому: $\text{Ba}_{0,80\pm0,05}\text{Sr}_{0,20\pm0,02}\text{Ti}_{1\pm0,1}\text{O}_{3\pm0,3}$.

К вопросу о потемнении образцов при повышении $T_{\text{сп.}}$, переходе к крупногабаритным объектам, продвижении вглубь образцов: на наш взгляд, это является следствием восстановительного процесса $\text{Ti}^{4+} \rightarrow \text{Ti}^{3+}$. В пользу разумности высказанного предположения свидетельствуют следующие факты: чёрный цвет керамик составов $\text{Ba}(\text{Sr})\text{Ti}_{21}\text{O}_{38}$, $\text{BaTi}_8\text{O}_{16}$ [7], содержащих от 0,25 до 0,5 Ti^{+3} .

Установлена также критическая зависимость термочастотных зависимостей диэлектрической проницаемости от особенностей строения и технологии изготовления плёнок BST. Показано, что максимум $\varepsilon''/\varepsilon_0$, соответствующий фазовому переходу, в «светлом» образце менее размыт, что свидетельствует, по-видимому, о более высокой степени структурного совершенства керамики. Однако, при увеличении температуры рост $\varepsilon''/\varepsilon_0$ в «светлой» керамике начинается практически сразу после

фазового перехода, что свидетельствует о сильном влиянии перехода на электропроводность образцов. В «тёмной» же керамике заметный рост наблюдается лишь при $T \geq 200$ °С, что, может быть обусловлено ролью «тёмной» фазы как диэлектрической прослойки в образовавшемся гетероструктурном композите.

Резюмируя вышесказанное, отметим критическую зависимость свойств BST-керамик от условий их получения, что требует тщательного выбора оптимальных технологических регламентов. Оптимальными для изготовления «мишеней» BST является $T_{\text{сп}} = 1475$ °С, $\tau_{\text{сп}} = 5$ ч.

Литература

1. Мухортов В.М., Юзюк Ю.И. Гетероструктуры на основе наноразмерных сегнетоэлектрических плёнок: получение, свойства и применение // Ростов-на-Дону. Изд-во ЮНЦ РАН. 2008. – 224 с.
2. Вендик О.Г. Сегнетоэлектрики в технике СВЧ. // М.: Радио и связь. 1979. – 272 с.
3. Dantsiger A.Ya., Reznitchenko L.A., Dudkina S.I., et al. Correlation between the microstructure of ferroelectric ceramics and their chemical and phase, compositions, the degree of preparation conditions. // *Ferroelectrics*. 1998. – V. 214. № 3-4. – P. 255-259.
4. Андрушина И.Н. Особенности микроструктуры керамик твёрдых растворов бинарной системы $\text{Pb}(\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x})\text{O}_3$ // «INTERMATIC-2010» / Материалы Международной НПК. – М.: МИРЭА, 2010. – С. 30-36.
5. Данцигер А.Я., Разумовская О.Н. и др. Многокомпонентные системы сегнетоэлектрических сложных оксидов: физика, кристаллохимия, технология. Аспекты дизайна сегнетоэлектрических материалов // Ростов-на-Дону: Изд-во. МП «Книга», 2001-2002. – Т. 1, 2. – 810 с.
6. Резниченко Л.А., Шилкина Л.А., Титов С.В. и др. Особенности дефектообразования в титанатах щелочноземельных металлов, кадмия и свинца // Неорганические материалы. – 2005. – Т. 4. – № 5. – С. 573-584.
7. Powder Diffraction File. Date Card. Inorganic Section. Set 37, Card 421; Set 22, Card 1121; Set 41. Card 1427 JCPDS. Swarthmore, Pennsylvania. USA. – 1948-2012.

УДК 588.958

КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ СПЕКТРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВЕРХРЕШЁТОК CdS/ZnSe

А.В. Кособуцкий, Е.Н. Малышева, А.В. Копытов

Кемеровский государственный университет

Важным направлением современного материаловедения является получение и исследование пространственно-упорядоченных наноструктур – сверхрешёток (СР). Вследствие сложного строения электронного зонного спектра и его многодолинного характера, использование СР в качестве материалов оптоэлектроники предоставляет более широкие

практические возможности по сравнению с объемными полупроводниками. Помимо данных об электронном строении, большой интерес при оценке характеристик СР представляет информация об их колебательном спектре вследствие сильного влияния электрон-фоонных взаимодействий на транспортные свойства, релаксацию и рассеяние возбужденных электронов и т.д.

Объемные полупроводники CdS, ZnSe и низкоразмерные структуры на их основе отличаются стабильностью свойств и обладают привлекательными оптическими характеристиками для производства сенсоров и фотопреобразователей. В представленной работе выполнены расчеты из первых принципов фоонных мод короткопериодичных СР $(\text{CdS})_n(\text{ZnSe})_n$ (001) с числом монослоев $n = 1, 2$. Расчеты фоонных спектров проводились в рамках теории возмущения функционала плотности (DFPT) с использованием сохраняющих норму псевдопотенциалов для Se, S и ультрамягких псевдопотенциалов для Zn, Cd. Электронные волновые функции раскладывались по плоским волнам с максимальной кинетической энергией 30 Ry; интегрирование по зоне Бриллюэна велось на сетке $4 \times 4 \times 4$. Обменно-корреляционные эффекты учитывались в рамках приближения локальной плотности. Все численные результаты были получены с помощью программного пакета Quantum ESPRESSO [1].

Полученные в наших расчетах теоретические значения структурных параметров кубических кристаллов CdS и ZnSe составляют 5.764 Å и 5.592 Å, соответственно. Таким образом, разность в значениях постоянных решеток объемных композитов составляет ~3 %, что приводит к появлению напряжения в слоях исследуемых СР. Поэтому перед проведением расчетов колебательных мод выполнялась полная оптимизация параметров решетки и атомных позиций. На рис. 1 изображен спектр колебаний монослойной СР $(\text{CdS})_1(\text{ZnSe})_1$ в симметричных направлениях зоны Бриллюэна и соответствующая плотность фоонных состояний. Орторомбическая ячейка монослойных СР содержит четыре атома, поэтому фоонный спектр структуры $(\text{CdS})_1(\text{ZnSe})_1$ состоит из 12 отдельных ветвей. Как видно из рис. 1, в спектре монослойной СР можно выделить три интервала разрешенных частот с верхней границей при $\sim 300 \text{ см}^{-1}$. Происхождение колебательных мод нижнего диапазона (до 180 см^{-1}) связано со сверткой акустических ветвей объемных компонентов вследствие уменьшения зоны Бриллюэна.

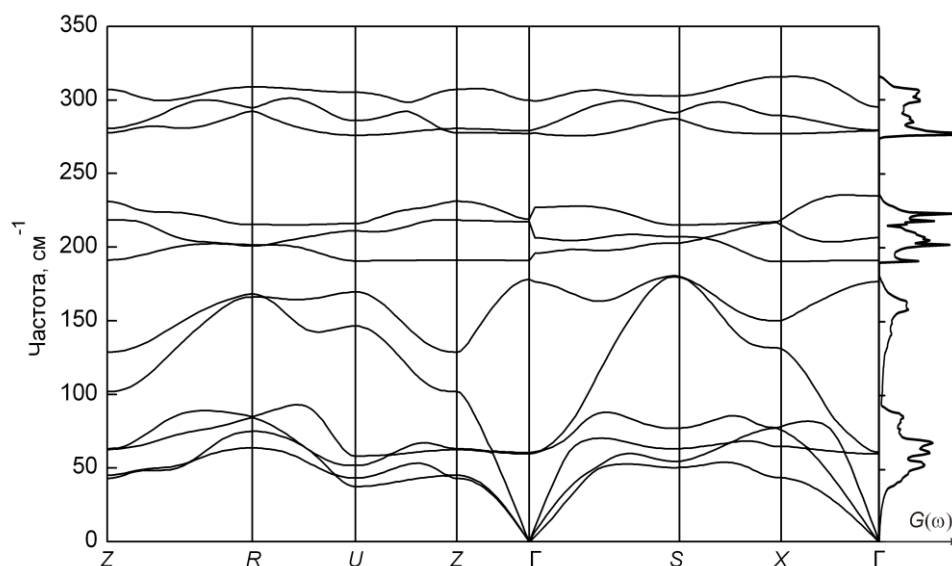


Рис. 1. Фононный спектр и плотность состояний монослойной CP $(\text{CdS})_1(\text{ZnSe})_1$

Две фононные зоны в интервалах $190\text{--}235$ и $280\text{--}307\text{ см}^{-1}$, состоящие из трех ветвей, обусловлены колебаниями, локализованными в пределах отдельных слоев CP. Как показывает анализ векторов поляризации, верхняя связка оптических фононов отвечает колебаниям CdS, нижняя – ZnSe, наличие щели между ними связано с различием масс анионов.

На рис. 2 представлены результаты расчетов фононного спектра и плотности состояний CP $(\text{CdS})_2(\text{ZnSe})_2$. Из полученных данных видно, что для CP $(\text{CdS})_2(\text{ZnSe})_2$ наблюдается уменьшение интервала запрещенных частот как между ZnSe-подобных модами и сложенными акустическими фононами, так и между связками оптических фононов, отвечающих колебаниям CdS и ZnSe.

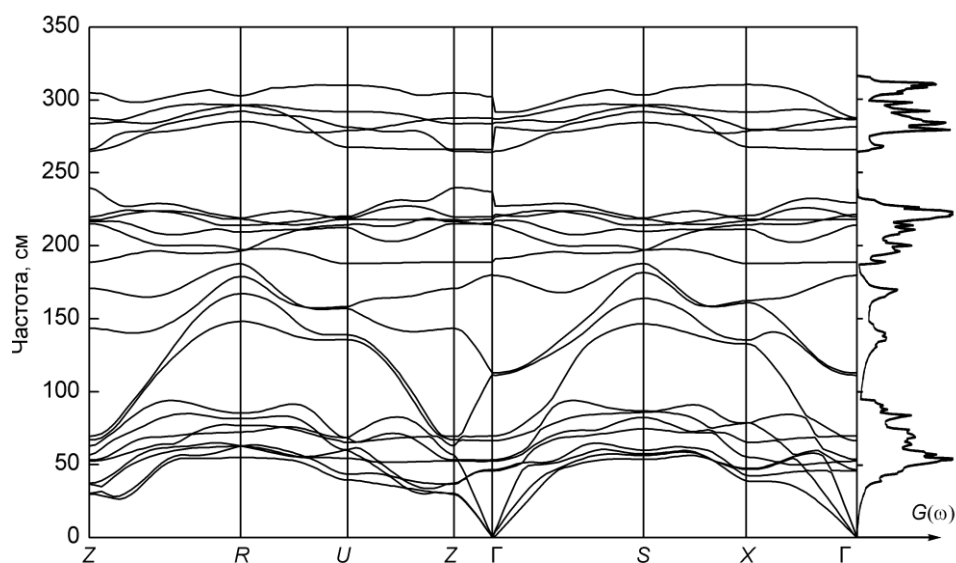


Рис. 2. Фононный спектр и плотность состояний CP $(\text{CdS})_2(\text{ZnSe})_2$

Таким образом, настоящие расчеты из первых принципов позволили выполнить численное моделирование фононных спектров короткопериодических полупроводниковых СР CdS/ZnSe. При этом естественным образом были учтены эффекты размерного ограничения и напряжения в слоях СР. Полученные результаты могут быть использованы при анализе экспериментальных данных для изучаемых гетероструктур, например, при оценке состояния их интерфейса.

Литература

1. Giannozzi P., Baroni S., Bonini N. et al. // J. Phys.: Condens. Matter, 2009. – V. 21. – № 39. – P. 395-502.

УДК 621.315.592

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ЭНЕРГИИ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЕТЕРОСТРУКТУР Ge/Si

И.А. Селезнев

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Для моделирования напряженных наногетероструктур можно использовать так называемый «динамический метод», относящийся к классу градиентных методов. Для численного решения задач подобного рода наиболее часто используют метод сопряженных градиентов [1]. Для энергии упругой деформации, обусловленной различием параметров кристаллических решеток материалов, образующих гетероструктуру, требуется найти значения координат атомов при которых энергия упругой деформации будет минимальна. Градиентные методы требуют вычисления градиента минимизируемой функции на каждом шаге вычислений.

Предложенный динамический метод также позволяет с высокой точностью моделировать напряженные гетероструктуры, но при этом обладает рядом преимуществ перед методом сопряженных градиентов. В первую очередь, к ним относятся простота метода: он требует лишь нахождения многомерного градиента на каждом шаге вычислений. Суть метода состоит в следующем.

Выбираются два подстроечных параметра dt и γ . В начале цикла вычислений переменным $\vec{r}(i,j) = x(i,j)\vec{i} + y(i,j)\vec{j}$ присваиваются начальные значения координат атомов (i,j - координаты узлов двумерной

кристаллической решетки), а переменным $\bar{v}(i,j)=v_x(i,j)\bar{i}+v_y(i,j)\bar{j}$ присваивают нулевые значения.

На каждом шаге вычислений необходимо вычислить градиент выражения упругой энергии: $\overline{grad} E_{упр} = \frac{\partial E_{упр}}{\partial x(i,j)} \bar{i} + \frac{\partial E_{упр}}{\partial y(i,j)} \bar{j}$.

Далее вычисляются новые значения переменных $r(i,j)$ и $v(i,j)$:

$$\bar{v}_{n+1}(i,j) = (\bar{v}_n(i,j) - \overline{grad} E_{упр} \cdot t) \cdot \gamma;$$

$$\bar{r}_{n+1}(i,j) = \bar{r}_n(i,j) + \bar{v}_{n+1}(i,j) \cdot dt;$$

Критерием окончания вычислений принимается условие, когда градиент упругой энергии меньше какого-либо наперед заданного. В предложенной модели величина упругой модели вычислялась по модели Китинга [2], точность которой не превышает 10^{-4} постоянной решетки, поэтому точность модели не может превышать 10^{-4} постоянной решетки.

В модели вычислялись максимальный элемент градиента в положении минимума упругой энергии, а именно, создавалась идеальная двумерная кристаллическая решетка кремния с атомами в равновесных положениях, но при искусственно созданных случайных отклонениях координат атомов от нуля до $0,5 \cdot 10^{-4}$ постоянной решетки, который и являлся критерием точности. Недостатком данного метода является наличие подстроечных параметров: dt и γ . Оптимальные значения зависят от конкретной задачи. В общем случае надо выбирать dt максимально возможным, при котором еще остается устойчивым процесс расчета. Ориентировочные значения $dt \approx 0,05$ и $\gamma \approx 0,95$.

Данный метод использовался для моделирования равновесного состояния двумерной гетеросистемы «напряженный нанослой германия на поверхности кремния (01)» с числом переменных около $20 \cdot 10^3$ и временем расчета порядка 2 минут на компьютере с параметрами: процессор – Pentium Dual Core CPU T4400 @2.20GHz, оперативная память – 1,96 ГБ. Полученные результаты численных расчетов согласуются с экспериментальными данными в рамках используемой модели Китинга.

Литература

1. Смагина Ж.В., Зиновьев В.А., Ненашев А.В. и др. ЖЭТФ 133. – 2008. – Вып. 3. – С. 593-604.
2. Keating P.N. Phys. Rev. 145, 1966. – 637 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Лекции ведущих ученых по тематике конференции

Лунин Л.С. Фундаментальные основы оптоэлектроники	3
Лозовский В.Н. Перспективы и проблемы развития наноэлектроники	11
Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. Фотоэлектрические преобразователи на гетероструктурах с квантовыми точками	20
Благин А.В. Принципы контролируемого воздействия в технологиях низкоразмерных систем	29

Тезисы и статьи участников конференции

ТОНКИЕ ПЛЕНКИ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ

Богатов Н.М., Григорьян Л.Р., Коваленко М.С. Полупроводниковые структуры с наноразмерными областями разупорядочения	40
Болобанова Л.Н. Особенности роста квантоворазмерных структур Ge/Si при ионно-лучевой кристаллизации	43
Валов Г.В. Определение скорости сублимации и давления насыщающих паров методом микроразмерных ростовых ячеек	44
Винокуров П.В., Смагулова С.А. Вольт-амперная характеристика гетеро- структур Si/SiGe/Si с одной квантовой ямой	48
Гаев Д.С., Столяров А.Г., Кушхов А.Р., Кузнецов Г.Д., Каргин Н.И. Возможность получения островковых пленок на основе антимонида галлия	51
Кузина О.И. Оценка и сравнительный анализ сенсоров метана на основе полупроводниковых газочувствительных материалов	54
Кузнецов Г.Д., Курочка А.С., Харламов Н.А., Сергиенко А.А., Кар- гин Н.И., Цибульник А.В. Электронная эмиссия в процессе ионного травле- ния наноразмерных гетероструктур	57
Кузубов С.В., Власов Ю.Н., Кортуннов А.В. Влияние обработки в парах селена на структуру поверхности GaP и электрические характеристики диодов Шоттки на его основе	59
Куркина И.И., Александров Г.Н. Спектры комбинационного рассеяния света графеновой пленки	62

Лебедева О.П., Царев Ю.В., Тростин А.Н. Исследование электрофизических свойств гранулированных углеродных материалов	65
Малявин Ф.Ф., Кулешов Д.С., Лапин В.А. Нанокластеры Ge/Si (100), полученные методом ионно-лучевого осаждения	69
Михралиева А.И. Перспективы применения процессов получения пленок наноматериалов методом электрофоретического осаждения (аналитический обзор)	71
Моисеева Т.А., Мясоедова Т.Н. Свойства медьсодержащих оксидных пленок	74
Яценко А.Н. Использование нестационарного температурного режима в условиях метода микроразмерной ростовой ячейки для получения полупроводниковых нанослоев	77

НАНОМАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВ

Блохин Э.Е. Исследование спектрального отклика фотоэлектрических преобразователей на основе GaInP/GaAs/Ge	80
Варежников А.С., Зеленев В.А., Сысоев В.В. Удалённый мониторинг атмосферы овощехранилища с помощью однокристалльной мультисенсорной системы на основе полупроводниковых хеморезистивных элементов	84
Гаврилов С.О. Измерение напряженных состояний тонких полупроводниковых пленок	87
Дудников С.А. Эквивалентная схема солнечного элемента на гетероструктурах с квантовыми точками	89
Панин Г.А. Преобразователь фото-тока в напряжение для измерения высоты потенциального барьера в полупроводниковых гетероструктурах	91
Федин А.В., Митрофанов А.А., Ершков М.Н., Ваганов В.Е. Модификация плазменных покрытий с использованием непрерывного излучения CO ₂ – лазера	94

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ И МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Вербенко И.А., Павленко А.В., Садыков Х.А., Шилкина Л.А., Шевцова С.И., Резниченко Л.А., Симоненко С.А., Константинов Г.М., Толмачёв Г.Н. Технология изготовления BST-керамических «мишеней» для тонких сегнетоэлектрических плёнок и гетероструктур на их основе	98
--	----

Кособуцкий А.В., Малышева Е.Н., Копытов А.В. Колебательные спектры композиционных сверхрешёток CdS/ZnSe	101
Селезнев И.А. Методика расчета энергии упругой деформации гетероструктур Ge/Si	104

Научное издание

**Физика полупроводников и наноструктур,
полупроводниковая опто- и наноэлектроника**

Материалы всероссийской молодежной конференции

Подписано в печать 05.10.2012 г.

Формат 60х84 1/16. Усл. печ. л. 6,3. Тираж 150 экз. Заказ

Южно-Российский государственный технический университет
(Новочеркасский политехнический институт)

Адрес университета:

346428, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132.

ООО «ЛИК»

346400, г. Новочеркасск, ул. Красноармейская, 18

Отпечатано ИПК «Колорит»

346430, г. Новочеркасск, пр. Платовский, 82Е

Тел. 8 918 518 04 29, 8 952 603 06 09