

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ  
ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО НАУКЕ И ИННОВАЦИЯМ  
ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ПРОМЫШЛЕННОСТИ  
ВЛАДИКАВКАЗСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР «БАСПИК»  
КАБАРДИНО-БАЛКАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
СЕВЕРО-КАВКАЗСКИЙ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

## **МАТЕРИАЛЫ**

МЕЖДУНАРОДНОЙ  
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ  
КОНФЕРЕНЦИИ

## **МИКРО– И НАНОТЕХНОЛОГИИ В ЭЛЕКТРОНИКЕ**

**21–27 сентября 2009**

НАЛЬЧИК 2009

УДК 621: 531.91  
ББК 31.21  
М 33

Материалы Международной научно-технической конференции «Микро- и нанотехнологии в электронике». – Нальчик: Каб.-Балк. ун-т., 2009. – 260 с.

В сборнике публикуются материалы докладов, представленных на Международной научно-технической конференции «Микро- и нанотехнологии в электронике». Конференция проходила в Эльбрусском учебно-научном комплексе Кабардино-Балкарского государственного университета с 21 по 27 сентября 2009 г.

Материалы докладов воспроизведены с электронных макетов в авторской редакции.

ISBN

*Редакционная коллегия*

Кулов С.К. (ответственный редактор),  
Молоканов О.А. (ответственный секретарь),  
Кармоков А.М.,  
Алкацева Т.Д.

**ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ**

**Сопредседатели программного комитета**

**Мазуренко С.Н.** — проф., руководитель Федерального агентства по науке и инновациям, Москва; **Третьяков Ю.Д.** — д.х.н., проф., академик РАН, декан факультета наук о материалах МГУ, Москва; **Борисов Ю.И.** — д.т.н., проф., заместитель руководителя Федерального агентства по промышленности, Москва; **Кулов С.К.** — д.т.н., проф., Генеральный директор ВТЦ «Баспик», Владикавказ; **Карамурзов Б.С.** — д.т.н., проф., член-корр. РАО, ректор КБГУ, Нальчик

**Зам. председателя**

**Кармоков А.М.** — д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой МКТЭ КБГУ, Нальчик  
**Алкацева Т.Д.** — к.т.н., зам ген. директора ВТЦ «Баспик», Владикавказ

**Члены программного комитета**

**Молоканов О.А.** — к.т.н., КБГУ, Нальчик; **Басиев К.Д.** — д.т.н., проректор по НРИИД СКГМИ, Владикавказ; **Бжеумихов А.А.** — к.ф.-м.н., директор Института научного приборостроения (IFG-ISI — Institute for Scientific Instruments), Берлин; **Гугучкин В.И.** — Генеральный директор ЗАО «Экран-ОС», Новосибирск; **Коноплев Б.Г.** — д.т.н., проф., декан факультета электроники и приборостроения ТТИ ЮФУ, Таганрог; **Кусраев А.Г.** — д.ф.-м.н., председатель ВНЦ РАН и Правительства РСО-А, Владикавказ; **Лангхофф Норберт** — проф., институт научного приборостроения (IFG-ISI — Institute for Scientific Instruments), Берлин; **Лучинин В.В.** — д.т.н., проф., директор Центра микротехнологии и диагностики, Санкт-Петербург; **Тешев Р.Ш.** — д.т.н., проф., декан факультета микроэлектроники и компьютерных технологий КБГУ, Нальчик; **Шебзухов А.А.** — д.ф.-м.н., проф., проректор КБГУ, заведующий кафедрой физических основ микро- и нанозлектроники КБГУ, Нальчик

УДК 621: 531.91

ББК 31.21

ISBN

© Кабардино-Балкарский  
государственный университет, 2009

## *Пленарные доклады*

УДК 621.383.8

### ПРОЕКТ «ТЕХНОПАРК» КАК ИНСТРУМЕНТ РЕАЛИЗАЦИИ ЦЕЛЕВОЙ ИННОВАЦИОННОЙ ПРОГРАММЫ «СТАРТ»

С. К. Кулов, З. М. Хадонов

Владикавказский технологический центр «Баспик»  
Северо-Кавказский горно-металлургический институт (Государственный  
технологический университет), г. Владикавказ, РСО-Алания, Россия

Известны следующие модели экономики: сырьевая-затратная, технологическая, инновационная. Сырьевая-затратная модель основана на природной ренте, по характеру является, неглубокой переработки, затратной, малоустойчивой при действии внешних факторов. Это по существу колониальная экономика стран-сырьевых придатков. Технологическая модель основана на покупке и освоению достаточно современных технологий, заимствованию чужих достижений. Она характерна для развивающихся стран. Инновационная модель основана на научно-техническом прогрессе, внедрении его достижений в практику. Эта модель основана на внедрении в практику инноваций, т.е. нового, полезного, прогрессивного для общества. Она характерна для США и других высокоразвитых стран мира. Эта модель обладает наибольшей устойчивостью, глубиной переработки природных ресурсов и величиной добавленной стоимости (килограмм нефти стоит 40 центов, килограмм МКП стоит 100 тысяч долларов), основана на новейших высоких технологиях («хай тех») постиндустриальной эпохи.

Соответственно указанным моделям различают технологические уклады, т.е. характерные особенности производительных сил. Передовые страны Запада со второй половины XX века приступили к освоению 5-го технологического уклада, основанного на микроэлектронике, а в настоящее время осваивают 6 технологический уклад, основанный на нанотехнологиях. Указанные новейшие уклады характеризуются также развитием информационных технологий, комплексной автоматизацией и компьютеризацией производства и управления, резким усилением творческого фактора, формированием «обучающейся» организации «общества знания» на производстве.

Инновационная модель развития государства и его регионов требует, во-первых, государственной инновационной политики, во-вторых, формирования и совершенствования инновационной системы генерации, продвижения и использования инноваций.

В последние годы руководство Российской Федерации предпринимает серьезные усилия по переводу экономики России на рельсы иннова-

ционной модели. Выпущен целый ряд знаковых государственных документов, принят ряд важных федеральных целевых инновационных программ. Тем не менее, внедрение инновационной модели идет очень медленно и трудно, а сегодня доля высокотехнологичной продукции России на рынке ничтожна (менее 0,4 % мирового объема высокотехнологичной продукции). Экономика России сегодня сохраняет сырьевую направленность, а экспорт изделий электроники из России очень мал (Китай в первой половине 2009 г. экспортировал изделий электроники на 60 млрд. долларов).

Республика Северная Осетия-Алания сравнительно бедна природными ресурсами, однако традиционно отличается высоким образовательным уровнем населения. В последнее время наметилось определенное понимание, что в РСО-Алания, как и в России, альтернативы инновационному пути нет. Принятие целевой программы «Старт» по развитию высоких фотоэлектронных нано-микротехнологий и изделий явилось началом воссоздания высокотехнологичной электронной отрасли республики. Однако принципиальным является вопрос: в каком виде будет восстанавливаться отрасль?

Ранее практиковавшаяся в СССР в условиях административно-командной системы инновационная модель министерство – главк – объединение – предприятие – СКТБ – производственные цеха принципиально непригодна для инновационной экономики XXI века. Основой модели должно быть частное малое инновационное высокотехнологическое предприятие. Основой инновационной системы должны быть сетевые системные структуры малых инновационных предприятий: техноцентры, бизнес-инкубаторы, центры трансфера технологий, технопарки и, наконец, технополисы.

В соответствии с этим в рамках программы «Старт» приоритет придается проекту «Технопарк» по созданию базовой системной сетевой структуры субъектов инновационной деятельности по всему циклу «исследование-производство» в соответствии с задачами программы «Старт».

Учредителями технопарка являются ВТЦ «Баспик» и завод «Гран», связанные договором совместной деятельности. Технопарк развивается на площадке завода «Гран» (6 га). Управляющей компанией является ВТЦ «Баспик». Структура технопарка включает: а) инноваторов (малых инновационных предприятий), б) субъектов инфраструктуры, которые обеспечивают создание и продвижение инноваций. В настоящее время идут процессы формирования инфраструктуры и одновременно проводятся НИОКР, работы по подготовке производства. На очереди дня организация малых инновационных предприятий по направлениям деятельности. Технопарк активно развивается по всем направлениям деятельности. формирует партнеров, в том числе иностранных. Уже сегодня можно заключить, что решение о создании технопарка является оптимальным и правильным.

УДК 536. 421.1: 544.015.32

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ТЕМПЕРАТУРЫ  
ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ

Т. М. Таова, М. Х. Хоконов, Б. С. Карамурзов, Р. И. Тегаев, Х. Б. Хоконов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

**Вводные замечания**

Характерной особенностью наночастиц является высокая чувствительность их свойств от способов и физико-химических условий их получения, от их геометрических размеров. Такие свойства нанообъектов, как температура фазовых переходов и теплоемкость, поверхностная энергия и адгезия, смачиваемость поверхности твердого тела наноккапель и работа выхода электрона, химическая активность и другие свойства испытывают изменения в зависимости от изменения размеров нанообъектов. Высокая чувствительность свойств наночастиц к условиям их синтеза позволяет изменять их свойства в широких пределах, получать материалы с нужными свойствами. Поэтому представляют большой научный и практический интерес исследования строения и свойств малоразмерных частиц для разработки новых технологий наноматериалов.

Возможное понижение температуры плавления малых частиц было высказано Дж. Томсоном (1888 г.), который установил, что температура плавления частицы уменьшается обратно пропорционально ее радиусу. Теоретически указанная проблема более корректно была рассмотрена Павловым П. (1909 г.). Затем задача решалась с использованием различных термодинамических моделей и методами построения микроскопических теорий. Анализ результатов теорий и данных экспериментов показал, что более успешным является термодинамический подход.

**Состояние исследования размерной зависимости температуры плавления малых частиц**

Обзор исследований по размерному эффекту температуры плавления металлических частиц приводится в работах [2–6]. Несмотря на большое количество теоретических и экспериментальных исследований, пока нет ответов на такие принципиальные вопросы, как механизм и природа плавления наночастицы; нет экспериментальных методов, позволяющих достоверно определить начало плавления наночастицы, следовательно, достоверно и температуру плавления; результаты экспериментальных и теоретических исследований обнаруживают не только значительное количественное различие, но и качественное – для одного и того же металла получают как понижение, так и повышение температуры плавления при уменьшении размера частицы. Пока нет метода прямого визуального наблюдения начала плавления и всего процесса перехода в жидкое состояние

и др. Твердо установлено лишь одно – в условиях высокого вакуума или инертной среды температура плавления частицы понижается с уменьшением ее размера в интервале от 20 нм до 1–2 нм.

Впервые задача о температуре плавления малого образца была рассмотрена Павловым П. [1], который исходил из условия термодинамического равновесия жидких и кристаллических сферических частиц радиусом  $R$  и равной массы с собственным паром. Развивая идеи Павлова П., Хилл Г.Л. [7] получил формулу:

$$T_R = T_0 \left\{ 1 - \frac{3\nu_{m\phi}}{\lambda_{nl} R} \left( \sigma_{m\phi} - \sigma_{жс} \left( \rho_{m\phi} / \rho_{жс} \right)^{2/3} \right) \right\}, \quad (1)$$

где  $T_0$  и  $T_R$  – температуры плавления массивного тела и малого образца радиуса  $R$ ,  $\lambda_{nl}$  и  $\nu_{m\phi}$  – теплота плавления и объем одного моля вещества,  $\rho_{m\phi}$  и  $\rho_{жс}$  – плотности кристаллической и жидкой фаз,  $\sigma_{m\phi}$  и  $\sigma_{жс}$  – поверхностные натяжения твердого тела и расплава. Формула (1) определяет по существу температуру тройной точки. В ряде работ для описания температуры плавления малых частиц используется представление о поверхностном плавлении. В этом случае для определения температуры плавления малой частицы  $T_R$  рассматриваются условия равновесия между кристаллическим ядром радиуса  $r$  и окружающим его жидким слоем радиуса  $R$  и толщиной  $\delta_0$  [8, 11, 14]. Получено выражение

$$\frac{T_0 - T_R}{T_0} = \frac{2\nu_{m\phi}}{\lambda_{nl}} \left\{ \frac{\sigma_{m\phi.жс.}}{R_{жс} - \delta_0} + \frac{\sigma_{жс}}{R_{жс}} \left( 1 - \frac{\rho_{m\phi}}{\rho_{жс}} \right) \right\}, \quad (2)$$

где  $R_{жс} = (r_{m\phi} + \delta_0)$  – радиус расплавленной частицы,  $r_{m\phi}$  – радиус твердого ядра, окруженного жидкой оболочкой толщиной  $\delta_0$ , и  $\sigma_{тв.жс.}$  – межфазная энергия границы кристалл – собственный расплав. Соотношение (2) содержит экспериментально трудно определяемые параметры  $\delta_0$  и  $\sigma_{тв.жс.}$ . Эта модель используется рядом авторов при обработке результатов по плавлению островковых пленок.

Другой подход к механизму плавления нанобъектов, предложенный В.П. Скриповым с сотрудниками [5, 8], состоит в учете влияния поверхностных гетерофазных флуктуаций на термодинамическое равновесие в системе твердых и жидких частиц равной массы. Начало процесса плавления сводится к случайному возникновению зародышей жидкой фазы на поверхности наночастицы. Для температуры плавления малых частиц радиусом  $r$  получено соотношение

$$\frac{T_0 - T_r}{T_0} = \frac{2}{\lambda} \left\{ \frac{a\sigma_{тв.жс} \nu_{тв}}{r - b\delta^*} - \frac{\sigma_{жс}}{r} (\nu_{тв} - \nu_{жс}) \right\}, \quad (3)$$

где коэффициенты  $a > 1$  и  $b > 1$  дают поправки к указанным выше параметрам  $\sigma_{тв.жс}$  и  $\delta_0$  для согласования результатов расчетов с экспериментальными данными.

Авторы [10–13] осуществили проверки флуктуационного механизма плавления малых частиц, имитирующего наличие жидкой оболочки у твердого ядра, используя методику сканирующей электронографии, и показали, что зависимости  $T(r)$  удовлетворительно описываются выражением (3). Для Sn, Pb [10] и Al [5] значения параметров следующие: для Sn –  $a = 1,3$ ,  $b = 3$  и  $\sigma_{тв.жс} = 60$  мДж/м<sup>2</sup>; для Pb –  $a = 1,3$ ,  $b = 2,0$ , и  $\sigma_{тв.жс} = 40$  мДж/м<sup>2</sup>; для Al –  $a = 1,3$ ,  $b = 3$  и  $\sigma_{тв.жс} = 60$  мДж/м<sup>2</sup>. Поправка  $\delta^*$  слабо зависит от размера и составляет 0,4–0,6 нм для металлов в интервале размеров 3–10 нм.

Таким образом, рассмотрение различных термодинамических вариантов приводит к выводу о понижении температуры плавления малых частиц с уменьшением их размера. Имеются попытки использовать соотношения (1)–(3) для определения величины поверхностной энергии твердого тела  $\sigma_{тв}$  и межфазной энергии границы кристалл–собственный расплав  $\sigma_{тв.жс}$  по экспериментальной зависимости  $T(r)$  [11–14]. Детальный анализ данных по величинам межфазных энергий  $\sigma_{тв.жс}$ , выполненный в работе [6], показал, что величины  $\sigma_{тв.жс}$ , определенные для ряда металлов по уравнению (2), плохо коррелируют с соответствующими значениями  $\sigma_{тв.жс}$ , полученными из других независимых опытов, например, по максимальному переохлаждению при кристаллизации малых капель, либо по измерениям двухгранных углов разориентировки зерен.

Экспериментальное исследование зависимости температуры плавления малых частиц от их размеров достаточно сложная задача. Первые эксперименты проведены Такаги М. [9], которая методом электронографии определила снижение температуры плавления Pb, Sn и Bi в пленках толщиной ~5 нм. Снижения температур составили 41, 30 и 23 К, соответственно. Затем последовало большое число работ по изучению зависимости температуры плавления от размера металлических частиц методами электронографии и электронной микроскопии, сканирующей нанокалориметрии и измерения емкости, рентгеновской микроспектроскопии и др. [2–6]. На рис. 1 (а и б) в качестве примеров приводятся данные о размерной зависимости температуры плавления наночастиц островковых пленок Pt [17], Al [10] и Au [11], полученные методами электронографии и электронной микроскопии.

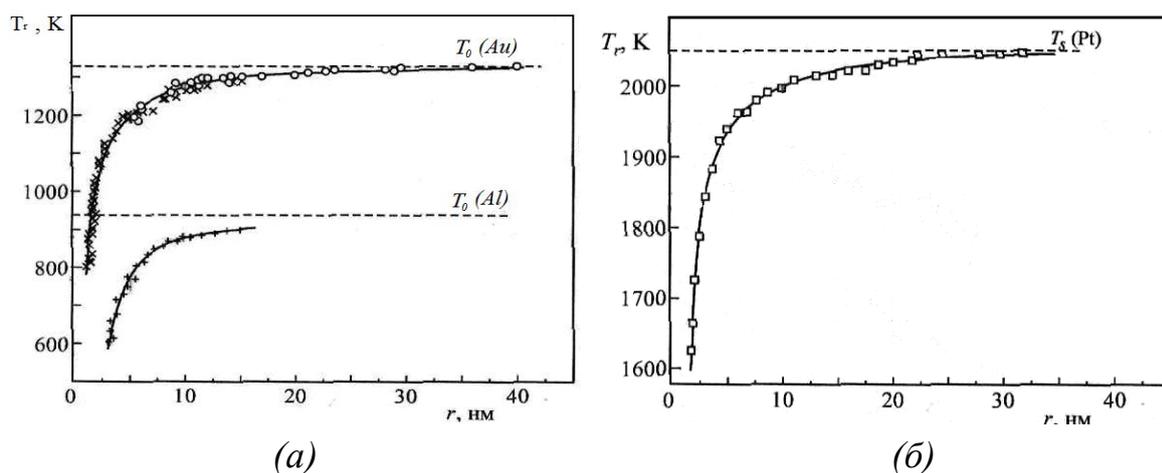


Рис. 1. Зависимость температуры плавления от радиуса наночастиц в островковых пленках алюминия [10], золота [11] и платины [17]

Следует отметить, что авторы работы [15], используя сканирующую нанокалориметрию в сочетании с высокоразрешающей растровой электронной микроскопией, определили зависимость скрытой теплоты плавления  $\lambda_{пл}$  от размера наночастиц Sn, получаемых конденсацией на инертную подложку нитрида кремния (рис. 2).

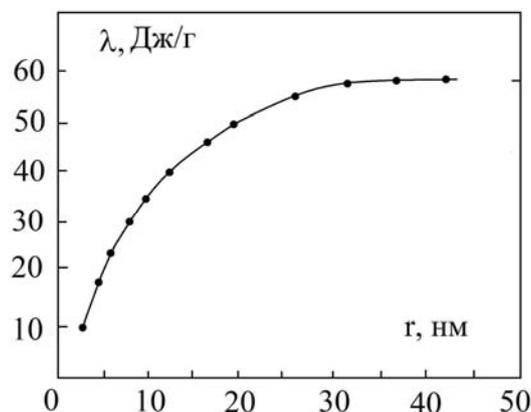


Рис. 2. Размерная зависимость теплоты плавления наночастиц олова [15]

Как видно, для частиц Sn размером менее 5 нм величина  $\lambda_{пл}$  составляет не более 20% от значения для массивных образцов. По данным нанокалориметрических измерений толщина жидкого слоя наночастицы олова  $\delta_0 \approx 1,6$  нм, а по результатам электронно-микроскопических наблюдений момента плавления наночастиц  $\delta_0 = 1,8$  нм. За последние годы в ряде работ с использованием микрокалориметрии наблюдалось уменьшение теплоты плавления для наночастиц олова и других металлов при одновременном понижении их температуры плавления. Эти данные могут играть важную роль при объяснении размерного эффекта температуры плавления наночастиц.

Таким образом экспериментальное изучение размерной зависимости температуры плавления представляет большую сложность, которая связана как с получением частиц и определением их размеров, так и с установлением начала плавления их и измерением температуры. Предложено много методов исследований размерного эффекта температуры плавления металлических частиц для изучения плавления островков в пленках металлов и бинарных сплавов [6]. В последнее время большое внимание уделяют применению методов электронной микроскопии высокого разрешения, которые позволяли бы наблюдать плавление отдельных наночастиц и однозначно установить связь температуры плавления с их размерами. Можно надеяться, что представленная в работе [18] экспериментальная установка позволит решить эту задачу.

### **Расчет размерного эффекта температуры плавления металлических наночастиц**

Экспериментальные данные по  $T(r)$ , получаемые различными методами, количественно слабо согласуются для большинства металлов. По-видимому такое различие экспериментальных данных по  $T(r)$  связано с методикой определения температуры плавления. Большинство методов фиксирует момент плавления наночастиц после того, когда наночастица покрывается жидкой пленкой нескольких атомных слоев. Следовательно, определяется не температура начала плавления наночастицы, а температура системы из твердой наночастицы и жидкой оболочки некоторой толщины. Поэтому для сравнения с результатами экспериментов надо решить задачу о температуре равновесия трех фаз: твердая частица 1 радиуса  $r$  – жидкая пленка 2 радиуса  $R$  – насыщенный пар 3 (рис. 3).

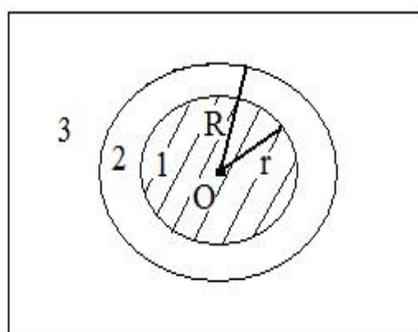


Рис. 3. Схема плавления сферической частицы.  
1 – твердая, 2 – жидкая и 3 – паровая фазы

Рассмотрим систему из трех фаз: твердое тело 1 в виде сферы радиуса  $r$ , покрытое слоем собственного расплава 2 радиуса  $R$  и толщиной  $\delta$  и окруженное газовой средой 3 при давлении  $P_3$  и температуре  $T_i$  в условиях

термодинамического равновесия. Тогда тепловое равновесие будет  $T_1 = T_2 = T_3 = T$ , а химическое равновесие

$$\mu_1(P_1, T) = \mu_2(P_2, T) = \mu_3(P_3, T). \quad (4)$$

Здесь  $T_i$  и  $P_i$  - температура и давление, а  $\mu_i$  - химический потенциал  $i$ -ой фазы на одну частицу. В микрогетерогенной системе поверхностные натяжения на границах твердое тело – расплав  $\sigma_{12}(r)$  и расплав – газ  $\sigma_{23}(R)$  являются функциями размера фаз. Давления в фазах  $P_i$  связаны уравнениями механического равновесия

$$P_2 = P_3 + \frac{2\sigma_{23}}{R} + \frac{\partial\sigma_{23}(R)}{\partial R} = P_3 + \Delta P_{23}, \quad (5)$$

$$P_1 = P_2 + \frac{2\sigma_{12}}{r} + \frac{\partial\sigma_{12}(r)}{\partial r} = P_2 + \Delta P_{12} = P_3 + \Delta P_{13}. \quad (6)$$

Запишем химические потенциалы в фазах 1 и 2 через  $P_3$ , разложив их в ряд по  $\Delta P_{ij}$

$$\mu_1(P_1, T) = \mu_1(P_3 + \Delta P_{13}, T) = \mu_1(P_3, T) + \left( \frac{\partial\mu_1}{\partial P_1} \right)_T \Delta P_{13} + \dots \approx \mu_1(P_3, T) + \nu_1 \Delta P_{13}, \quad (7)$$

$$\mu_2(P_2, T) = \mu_2(P_3, T) + \nu_2 \Delta P_{23}. \quad (8)$$

Теперь малая вариация температуры системы на  $dT$  приведет к изменению химпотенциала на  $d\mu_i(P_i, T)$ . Тогда из (4) будем иметь  $d\mu_1(P_1, T) = d\mu_2(P_2, T)$ . Подставив сюда (7) и (8), раскрыв дифференциалы и имея в виду  $\left( \frac{\partial\mu_i}{\partial T} \right)_P = -S_i$ , а  $S_2 - S_1 = \frac{\lambda_{21}}{T}$ , получим

$$\lambda_{21} \frac{dT}{T} = d(\nu_2 \Delta P_{23} - \nu_1 \Delta P_{13}), \quad (9)$$

где  $\lambda_{21}$  – теплота плавления твердого тела, приходящаяся на одну частицу. Интегрируем (9) от начала плавления твердого тела при температуре  $T(R)$  до  $T(r)$ , когда образовался жидкий слой, толщиной  $\delta = R - r$ :

$$\lambda_{21} \int_{T(R)}^{T(r)} \frac{dT}{T} = \int_R^r d(\nu_2 \Delta P_{23} - \nu_1 \Delta P_{13}). \quad (10)$$

Интегрирование (10) после некоторого преобразования дает

$$\lambda_{21} \ln \frac{T(r)}{T(R)} = -\nu_1 \frac{2\sigma_{12}}{r} \left( 1 - \frac{r}{R} \right) \quad (11)$$

Уравнение (11) выражает температуру плавления  $T(r)$  сферической частицы твердого тела радиуса  $r$ , покрытой тонким слоем собственного расплава, через температуру плавления  $T(R)$  частицы размера  $R$ . Надо выразить  $T(r)$  через температуру плавления макротела  $T(\infty)$ . Для этого в начале плавления условия равновесия системы твердое тело 1 размера  $R$  на границе с паром 3 приводят к выражению, подобному (11):

$$\lambda_{31} \ln \frac{T(R)}{T(\infty)} = -\frac{2\sigma_{13}(R)}{R} \cdot \nu_1, \quad (12)$$

где  $\sigma_{13}$  – поверхностная энергия твердого тела на границе с паром,  $\lambda_{13}$  – теплоплота сублимации на одну частицу. Соответственно для границы 2-3, когда расплав имеет радиус  $R$ , будем иметь

$$\lambda_{32} \ln \frac{T(R)}{T(\infty)} = -\frac{2\sigma_{23}(R)\nu_2}{R}. \quad (13)$$

Имея в виду, что  $T(R)$  есть температура равновесия в системе твердое тело - расплав, вычтем (13) из (12):

$$(\lambda_{31} - \lambda_{32}) \ln \frac{T(R)}{T(\infty)} = -\frac{2}{R} (\sigma_{13}(R)\nu_1 - \sigma_{23}(R)\nu_2). \quad (14)$$

Учтем, что  $\lambda_{13} - \lambda_{23} = \lambda_{12}$ , а при смачивании поверхности твердого тела собственным расплавом выполняется соотношение  $\sigma_{13}(R) = \sigma_{12}(R) + \sigma_{23}(R) \cos \theta$ ,  $\theta$  – угол смачивания ( $0 < \theta < 10 \div 20$  град.). Тогда после несложных преобразований (14) принимает вид

$$\lambda_{21} \ln \frac{T(R)}{T(\infty)} = -\frac{2\sigma_{12}\nu_1}{R} \left[ 1 - \frac{\sigma_{23}}{\sigma_{12}} \left( \frac{\nu_2}{\nu_1} - \cos \theta \right) \right]. \quad (15)$$

Сложение (11) и (15) дает окончательно

$$T(r) = T(\infty) \exp \left\{ -\frac{2\sigma_{12}\nu_1}{\lambda_{21}r} \left[ 1 - \frac{r}{R} \frac{\sigma_{23}(R)}{\sigma_{12}(r)} \left( \frac{\nu_2}{\nu_1} - \cos \theta \right) \right] \right\}. \quad (16)$$

Формула (16) выражает зависимость температуры плавления малой частицы от радиуса  $r = R - \delta$ ,  $\delta$  – толщина жидкого слоя. Если учесть поправки  $a$  и  $b$ , которые вводят в формулы (2) и (3), а мольные объемы  $\nu_i$  заменить на плотности  $\rho_i$ , то (16) примет вид

$$T(r) = T(\infty) \exp \left\{ -\frac{2a\sigma_{12}}{\rho_1 \lambda_{21} r} \left[ 1 - \frac{r}{(r+b\delta)} \frac{\sigma_{23}}{a\sigma_{12}} \left( \frac{\rho_1}{\rho_2} - \cos \theta \right) \right] \right\}. \quad (17)$$

По формуле (17) произведены расчеты температуры плавления наночастиц олова, свинца, висмута, алюминия и золота в зависимости от их радиусов  $r$ . Необходимые входные данные по плотности и теплоте плавления взяты из справочников, а данные о межфазной энергии  $\sigma_{12}$  на границе твердое тело – собственный расплав вычислены по формуле из работы [16].

Результаты определения  $T(r)$  для олова приведены на рис. 4. Линия 1 изображает результаты расчета  $T(r)$  по формуле (3) при  $a=1,3$ ,  $b=3$  и  $\sigma_{12} = 60$  мДж/м<sup>2</sup>, а знак «+» – экспериментальные данные [10]. Линия 2 – расчет по формуле (17) с  $a=1,3$ ,  $b=2$  и  $\sigma_{12} = 45$  мДж/м<sup>2</sup>. Линия 3 представляет результаты расчета  $T(r)$  олова по формуле (17), когда учитывается размерная зависимость теплоты плавления  $\lambda(r)$ , показанная на рис. 2. При

этом в формуле (17) не вводятся поправки  $a$  и  $b$ . Как видно из рис. 4, согласие расчетных результатов с учетом размерного эффекта теплоты плавления вполне удовлетворительное. Это означает, что при рассмотрении свойств наночастиц следует учитывать размерную зависимость теплоты плавления и других параметров. На рис. 5 приведены результаты определения  $T(r)$  свинца: линия 1 – данные эксперимента («+») и расчетные данные по формуле (3) при  $a=1,3$ ,  $b=2$  и  $\sigma_{12} = 40$  мДж/м<sup>2</sup>. Линия 2 – расчеты  $T(r)$  по формуле (17) при  $a=1,3$ ,  $b=2$  и  $\sigma_{12} = 46$  мДж/м<sup>2</sup>.

Результаты расчетов размерной зависимости и температуры плавления частиц висмута, алюминия и золота можно считать удовлетворительными в рамках указанных приближений.

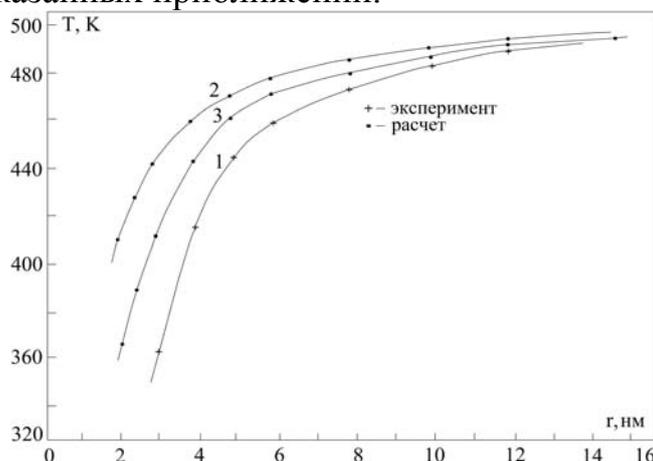


Рис. 4. Зависимость температуры плавления от радиуса наночастиц олова. 1 – эксперимент и расчет по уравнению (3) [10]; 2 – расчет по уравнению (17) при использовании параметров  $a=1,3$  и  $b=2$ ; 3 – расчет по уравнению (17) с использованием данных  $\lambda(r)$  (рис. 2)

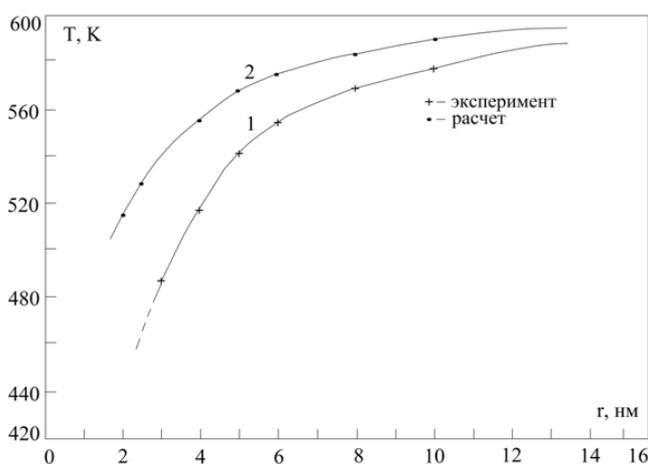


Рис. 5. Зависимость температуры плавления от радиуса наночастиц свинца.  $\theta = 10^\circ$ . 1 – эксперимент и расчет по уравнению (3) [10]  $a=1,3$  и  $b=2$ ; 2 – расчет по уравнению (17) с использованием параметров  $a=1,3$  и  $b=2$

В заключение следует отметить, что для решения задачи о размерной зависимости температуры плавления наночастиц необходимо разработать новые методы, позволяющие вести прямое визуальное наблюдение начала плавления и всего процесса перехода частицы в жидкое состояние. Нами разработана экспериментальная установка, обеспечивающая визуализировать образование и рост отдельных наночастиц металла, а также позиционировать зонды с точностью до 0,5–0,8 нм. Установка позволяет получать наночастицы, транспортировать вдоль заданной поверхности и определить момент перехода частицы в жидкое состояние в условиях высокого вакуума или инертной среды.

### Литература

1. P.Z. Pawlow // *Ztschr. phys. Chem.* 1910. – В. 68. – Р. 316.
2. Ю.К. Петров. *Физика малых частиц.* – М.: Наука. – 1982. – 360 с.
3. С.А. Непийко. *Физические свойства малых металлических частиц.* – Киев: Наукова Думка. – 1985. – 240 с.
4. А.Н. Гусев, А.А. Ремпель. *Нанокристаллические материалы.* – М.: Физматлит. – 2001. – 224 с.
5. В.П. Скрипов, В.П. Коверда. *Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей.* – М.: Наука. – 1984. – 230 с.
6. Н.Т. Гладких, С.В. Дукарев и др. *Поверхностные явления и фазовые превращения в конденсированных пленках.* – Харьков: ХНУ им. В.Н.Каразина. – 2004. – 276 с.
7. L. Hillt. *Thermodynamics of Small Systems.* N.-Y. – Amsterdam: Benyamin Inc. Pub. 19.
8. В.П. Коверда // *Поверхность.* – 1989. – Вып. 8. – С. 27.
9. M. Takagi // *J. Phis. Soc. Japan.* -1954. – V. 9. – Р. 359.
10. В.П. Коверда, В.Н. Скоков, В.П. Скрипов // *Физика металлов и металловедение.* – 1981. – Т.51. – С. 238.
11. P.H. Buffat, J.P. Borel // *Phys. Rev. A.*- 1976. V. 13, P. 2287.
12. Г.С. Жданов // *Изв. АН СССР. Сер. Физическая.*–1972.–Т.41.–С. 1004.
13. J.R. Sambess // *Proc. Roy. Soc. London. A.*– 1971. – V. 324. – Р. 329.
14. С.R.M. Wronski // *Brit. J. Appl. Phys.* – 1967. – V. 18.- Р. 1731.
15. S.L. Lai., J.V. Guo, V. Petrova et al. // *Phys. Rev. Lett.*–1996.–V. 77.–Р. 99.
16. Т.М. Таова, М.Х. Хоконов // *Известия РАН. Серия физическая.* – Т. 12. – С. 1451.
17. K.J. Hansen // *Z. Physik.* – 1960. – V. 157, № 1. – Р. 523.
18. Б.С. Карамурзов, Р.И. Тегаев, С.В. Трунов, А.Г. Магомедов, Х.Б. Хоконов. *Метод и экспериментальная установка для визуального позиционирования наноконтактов* // *Известия РАН. Серия физическая.* – 2008. – Т. 72, № 10. – С. 1439.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ БАЗИС КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ  
ЭЛЕКТРОНИКИВ. В. Лучинин, Ю. М. ТаировСанкт-Петербургский Государственный Электротехнический  
Университет «ЛЭТИ» им. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург

В ведущих электронных державах мира среди материалов полупроводниковой электроники по объемам экономических вложений в процессы роста кристаллов, получения эпитаксиальных структур, создания приборов СВЧ, силовой электроники и оптоэлектроники доминируют широкозонные материалы – нитриды галлия и алюминия (GaN, AlN), а также карбид кремния (SiC). Характерно, что все вышеуказанные материалы относятся к материалам, имеющим широкую запрещенную зону более 3 эВ, их объединяет близкая или идеальная кристаллохимическая совместимость, предопределяющая возможность создания структурно совершенных гетероэпитаксиальных композиций и твердых растворов. В отношении устойчивости к внешним воздействиям, безусловно, выделяется карбид кремния, для которого характерны высокие температура Дебая, твердость и теплопроводность.

Данные особенности композиции широкозонных материалов нашли свое применение при создании современной электронной компонентной базы (ЭКБ). Так в области силовой электроники доминируют карбидокремниевые эпитаксиальные структуры на подложках карбида кремния политипа 4H, в СВЧ технике и оптоэлектронике наибольший интерес представляет композиции GaN/AlN/SiC, GaAlN/GaN/SiC, а для микросистемной техники важны такие свойства SiC как твердость и теплопроводность, а также наличие у AlN пьезоэффекта.

Во многом конечный успех реализации данной ЭКБ определяется решением проблемы подложки, то есть карбидокремниевого субстрата, к которому предъявляются различные требования, но главным для коммерциализации остается стоимость. Второй важной проблемой в технологии приборов на SiC является получение эпитаксиальных слоев SiC достаточно большой толщины (до десятком мкм) с низкой концентрацией дефектов и содержанием примесей ( $10^{14}$ - $10^{15}$  см<sup>-3</sup>). Третьей технологической задачей для SiC остается вопрос его микропрофилирования, как материала чрезвычайно устойчивого к химическим и термическим воздействиям.

В настоящем сообщении представлен анализ современного состояния развития технологии SiC по отношению к созданию практически всей номенклатуры карбидокремниевых приборов для экстремальных режимов и условий эксплуатации.

УДК 539.23-022.53

## РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУР

Н. Н. Герасименко, Д. И. Смирнов, Н. А. Медетов, А. В. Мамайкин

Московский государственный институт электронной техники  
(технический университет), Москва  
Научно-исследовательская лаборатория  
рентгеновских методов технологии и анализа, e-mail: rmta@miee.ru

Под радиационной стойкостью обычно понимают неизменность параметров исследуемого материала или прибора при его облучении ядерным излучением. Чем большая доза облучения необходима для начала изменения параметров, тем более радиационно стойким считается материал.

Анализ мировой литературы и проведенные работы показывают, что наноразмерные объекты, в частности объекты наноэлектроники и нанофотоники, обладают повышенной радиационной стойкостью. Данный эффект уже используется для космических приложений, приложений атомной промышленности.

Наибольший интерес вызывает радиационная стойкость Si-Ge-структур с квантовыми точками и сверхрешеток на основе полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$ . Необходимо отметить следующие общие положения.

Для наноструктур имеет место размерная локализация. Так, образовавшиеся в результате радиационного воздействия компоненты пар Френкеля, т. е. подвижных радиационных дефектов, не имея возможности преодолеть границу локализации, аннигилируют и не образуют структурных дефектов. Кроме того, носители, участвующие в процессе рекомбинации и обуславливающие интенсивность фотолюминесценции, также сильно локализованы. Будучи однажды захваченными, фотовозбужденные носители имеют малую вероятность освободиться и рекомбинировать безызлучательно на дефектном центре извне. Более того, последними исследованиями установлено, что интенсивность фотолюминесценции на наноструктурах и эффективность лазеров, светодиодов могут быть даже увеличены после малых доз облучения

### Литература

1. Н. Герасименко, Ю. Пархоменко. Кремний – материал наноэлектроники. М.: Техносфера. 2007, с. 87-88.

УДК 621.38

НАУЧНО-ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР «НАНОТЕХНОЛОГИИ»  
ЮЖНОГО ФЕДЕРАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА

Б. Г. Коноплев

Технологический институт Южного федерального университета, Таганрог

Научно-образовательный центр по направлению "Нанотехнологии" (НОЦ НТ) Южного федерального университета (ЮФУ) создан на базе Технологического института ЮФУ в г. Таганроге в рамках реализации Приоритетного национального проекта "Образование" и Федеральной адресной инвестиционной программы (мероприятия по развитию инфраструктуры наноиндустрии в Российской Федерации). В 2006–2008 г.г. для НОЦ НТ ЮФУ закуплено уникальное оборудование на сумму 479,3 млн. руб.

Основными задачами НОЦ НТ являются:

- проведение научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ;
- учебная и учебно-методическая деятельность;
- целевая подготовка и переподготовка специалистов, подготовка кадров высшей квалификации;
- производство наукоемкой продукции.

Структура НОЦ НТ ЮФУ включает в себя следующие лаборатории:

- лаборатория кластерных технологий (гермозона 1 - многофункциональный сверхвысоковакуумный нанотехнологический комплекс НАНОФАБ НТК-9);
- лаборатория элионных нанотехнологий;
- лаборатория зондовых нанотехнологий;
- лаборатория наноматериалов;
- технологическая гермозона 2 (технологии микро- и наномеханики);
- лаборатория микро- и наносистем;
- лаборатория моделирования нанотехнологий и САПР;
- лаборатория нанодиагностики;
- центр лазерных технологий;
- лаборатория оптоэлектроники и нанооптики.

Основное оборудование НОЦ НТ:

- нанотехнологический комплекс НАНОФАБ НТК-9 фирмы NT-MDT, включающий модули: СЗМ, ФИП для создания 3D структур, ФИП с системой газовых инжекторов, ФИП локальной имплантации, лазерной абляции, ГФХО для осаждения углеродных нанотрубок, молекулярно-лучевой эпитаксии GaAs и твердых растворов на его основе, отжига образцов;

– электронный микроскоп Nova NanoLab 600 фирмы FEI, включающий систему электронной литографии ELPHY, систему микроанализа EDS, систему газовой химии для осаждения и травления материалов;

– комплект оборудования для исследований зондовыми методами: СЗМ Solver P47Pro, нанолаборатория Ntegra Vita, учебные СЗМ NanoEducator;

– комплект оборудования для технологий микро- и наномеханики: установки плазмохимического осаждения в индуктивно-связанной плазме STE ICPd 47 и STE ICPe 45, установка плазмохимического осаждения poly-Si VISION 310PECVD, установка плазмохимического травления в кислородной плазме YES-CV200RFS, установка электронно-лучевого и магнетронного напыления AUTO500, установка термического отжига STE ThA 49 LC, установка совмещения и экспонирования MJB4, центрифуга для нанесения резистов WS-400E-NPP, центрифуга для сушки образцов WS-400E-6NPP, плитка для сушки резистов HP-401-250, плитка для сушки образцов HP-160-250, шкаф химический для химико-динамического травления, печь диффузионная PEO-604, зондовая станция ЭМ6070А, измерительный комплекс Keithley 4200-SCS, установка для измерения ЭДС Холла Esoria HMS-3000/1T, зонд для полуизолирующих подложек LEI 2017B, установка бесконтактного измерения удельного сопротивления LEI 1510m40 и др.

Направления научных исследований:

- Наноматериалы.
- Наноэлектроника.
- Наносистемная техника.
- Производственные нанотехнологии.
- Биомедицинские нанотехнологии.
- Нанодиагностика.

Совместно с Южным научным центром РАН (ЮНЦ РАН) на базе НОЦ НТ ЮФУ создан центр коллективного пользования, проводятся совместные исследования и ведется образовательная деятельность.

На базе НОЦ "Нанотехнологии" и факультета электроники и приборостроения Технологического института ЮФУ с 2003 г. ведется подготовка инженеров по специальности "Нанотехнология в электронике", а также бакалавров и магистров по направлению "Нанотехнология". В 2008 году состоялся первый выпуск специалистов.

На основе НОЦ НТ ЮФУ создан центр подготовки и переподготовки специалистов, ориентированных на инновационную деятельность в области нанотехнологий.

## *Исследование структурных и фазовых превращений на поверхности и в объеме материалов электронной техники*

УДК 621.385:539.2

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МКП

С.К. Кулов, Ю.Л. Пергаменцев

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

Контактные электроды (КЭ) являются необходимыми элементами конструкции МКП, оказывающими существенное влияние на такие параметры, как эффективность регистрации, усиление, фактор шума, разрешающая способность, частотно-контрастные характеристики и отношение сигнал/шум ЭОП. Традиционно используемые материалы КЭ хром и ни-хром в полной мере не удовлетворяют возрастающим требованиям к МКП как для электронно-оптических преобразователей, так и для детекторов. В связи с этим актуализируется вопрос разработки функциональных покрытий (ФП) для МКП, использование которых возможно как в сочетании с КЭ, так и самостоятельно.

В течение ряда лет в ВТЦ «Баспик» проводились исследования влияния материала и конфигурации КЭ, а также различных ФП на параметры МКП и ее эксплуатационные характеристики. Оптимизация технологии нанесения и таких параметров КЭ, как заглабление и толщина слоя на выходе каналов, позволила повысить пространственное разрешение МКП до геометрического предела, определяемого микроструктурой каналов пластины. Установлена важная роль химического взаимодействия хромового покрытия с выходящими на поверхность пластины щелочными металлами с образованием налетов частиц хроматов щелочных металлов.

Исследовано влияние ФП из окиси алюминия, монооксида кремния и кермета на основе монооксида кремния и хрома на параметры МКП. Показаны особенности алюминиевого покрытия КЭ, образующего тонкий слой окиси на поверхности и позволяющего существенно снизить фактор шума МКП, значительно увеличить усиление. При использовании ФП из алюминия необходимо решить проблему сохраняемости МКП, так как алюминий в присутствии влаги воздуха активно взаимодействует с щелочными металлами, имеющимися на поверхности торцов и стенок каналов.

Определено, что ФП из кермета на МКП позволяет повысить ее устойчивость к термическим обработкам на воздухе, которые необходимы в технологии формирования ионно-барьерной пленки на пластине, при ее использовании в ЭОП третьего поколения.

Слой монооксида кремния определенной толщины, нанесенный на входной КЭ, за счет эффекта интерференционного ослабления света в тонких пленках снижает коэффициенты зеркального и диффузного отражения от входной торцевой поверхности МКП в 2-3 раза.

## КОРРЕЛЯЦИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТЕКОЛ ДЛЯ МКП

А.М. Кармоков, О.А. Молоканов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Электрофизические и эксплуатационные характеристики электронно-оптических преобразователей, в основном, определяется физико-химическими свойствами стекол используемых в МКП. В связи с этим, знание закономерности изменения электрофизических характеристик в зависимости от термодинамических воздействий на свойства поверхности и объема стекол является важным для технологии производства МКП.

В настоящей работе исследованы закономерности фазовых превращений на поверхности и в объеме стекол МКП при различных термодинамических воздействиях и связанные с ними изменения электрофизических свойств.

Результаты элементного и рентгенофазового анализа, заготовок, МКП и стекол С87-2, С78-4, С78-5 показывают, что при температурах от 400 до 550 °С в стеклах образуются кристаллические фазы размеры и скорости роста которых зависят от температуры и времени изотермической выдержки образцов (рис. 1).

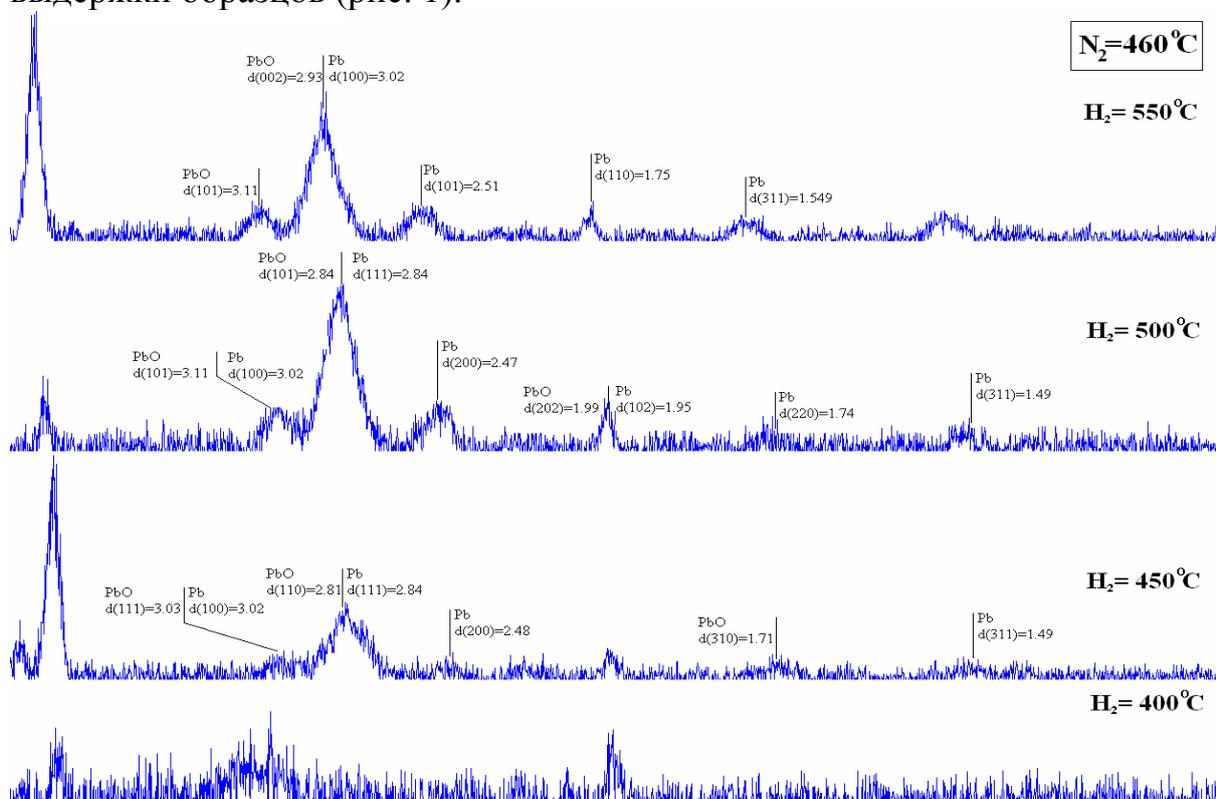


Рис. 1. Рентгенограммы ССС С87-2, отожженно-го при различных термодинамических условиях

Анализ результатов свидетельствует о том, что в объеме стекол образуются в основном наноразмерные кристаллические фазы  $\text{SiO}_2$  и в незначительных количествах  $\text{Pb}$  и  $\text{Pb}_2\text{O}$ , причем дифракционные максимумы соответствующие  $\text{Pb}$  и  $\text{Pb}_2\text{O}$  трудно разрешаются из-за совпадения в основном их параметров решетки. С повышением температуры отжига размеры кристаллофаз возрастают монотонно и насыщаются со временем. Кинетику роста новой кристаллической фазы в исследованных стеклах приближенно согласуется с классической теорией Зельдовича для жидкой и зародышей кристаллической фазы и позволяет оценить параметры роста.

Из сравнения результатов исследования стекол и МКП следует, что при термоводородном восстановлении поверхность обогащается  $\text{Pb}$ ,  $\text{Pb}_2\text{O}$  и  $\text{SiO}_2$ . Их содержание на поверхности превосходит объемное в  $1,5 \div 2$  раза. В этом случае на поверхности фиксируются пики соответствующие нескольким кристаллографическим ориентациям свинца.

Фазовые изменения на поверхности и в объеме стекол оказывают существенное влияние на проводимость и диэлектрические свойства стекол. С повышением температуры, как и следует ожидать, возрастает, причем энергия активации проводимости имеет два значения в низкотемпературной и высокотемпературной областях зависимости. Очевидно, энергия активации в низкотемпературной области ответственен за стабильность работы стекла в составе изделия, т.е. чем меньше энергия активации проводимости, тем выше стабильность работы прибора.

Изотермический отжиг образцов приводит к изменению проводимости стекла. В свинцово-силикатных стеклах проводимость уменьшается со временем. По-видимому, это связано с образованием и ростом наноразмерных кристаллических фаз. Причем во время экспериментов через образец пропускаться электрический заряд  $\sim 0,01 \div 1$  Кл, что усиливает массоперенос и стимулирует рост новых фаз, так как при высоких температурах в стеклах считается преобладание ионной проводимости. Проводимость монотонно уменьшается со временем и через  $4 \div 5$  часов зависимость, практически, выполаживается.

Изменение размеров кристаллитов и проводимости стекла со временем согласуются между собой. Используя, модель проводимости предложенный Максвеллом для неоднородной среды состоящей из матрицы и сферических частиц в нем и модель образования и роста новой кристаллической фазы Зельдовича, получено соотношение связывающая скорость роста новой фазы  $v = dr/dt$  и изменения проводимости в стеклах в виде:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2}{3} R \left( \frac{(\sigma_2 - \sigma_1)(2\sigma_1 + \sigma)}{(\sigma - \sigma_1)(2\sigma_1 + \sigma_2)} \right)^{2/3} \frac{(2\sigma_1 + \sigma_2)(\sigma_1 + \sigma)}{(\sigma_2 - \sigma_1)(2\sigma_1 - \sigma_2)} \frac{d\sigma}{dt} = K \frac{d\sigma}{dt},$$

где  $R$  – половина среднего расстояния между частицами новыми фазами, а  $\sigma$ ,  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$  – электропроводность среды, внешней (между часицами) и внутренней частей шара, соответственно,  $r$  – радиус частицы новой фазы.

Используя последнее уравнение, экспериментально полученные кинетические кривые электропроводности и результаты рентгенофазового анализа стекол С87-2, С78-4, С78-5 построены зависимости скорости роста наночастиц от времени отжига и изменение размера частиц со временем отжига (рис. 2).

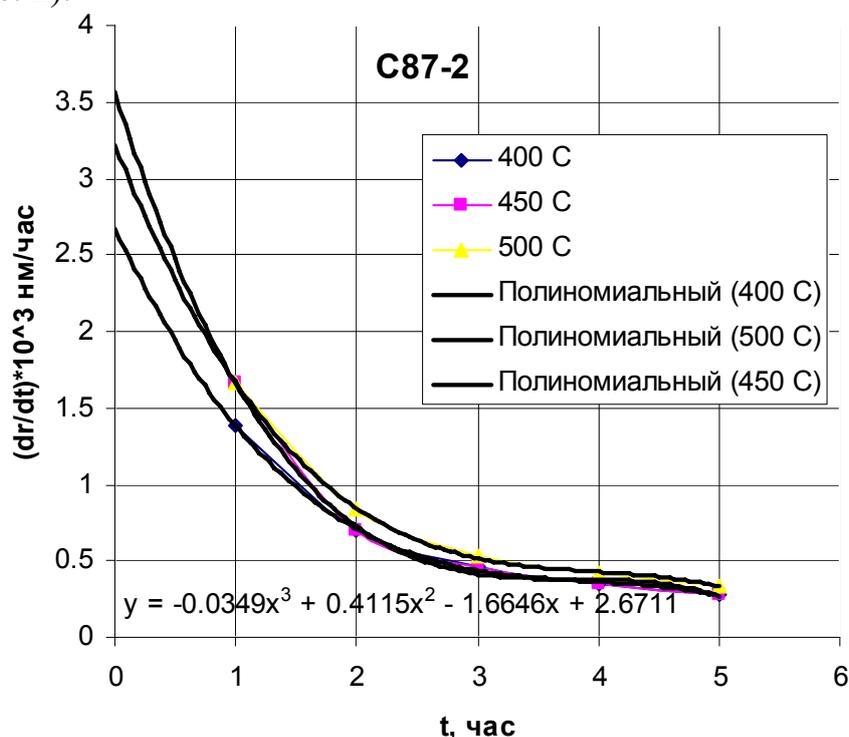


Рис. 2. Зависимость скорости роста нанокристаллов от времени при различных температурах для образца С87-2

С увеличением времени отжига скорость роста нанокристаллов уменьшается по гиперболическому закону. Для всех трех стекол анализируя полученные кривые можно сказать, что все они аппроксимируются полиномом третьей степени, например для  $T=400$  °С определяется уравнением

$$\frac{dr}{dt} = -0.035x^3 + 0.41x^2 - 1.66x + 2.67.$$

Интегрируя полученные зависимости для каждого стекла при температурах 400, 450 и 500 °С. построены зависимости роста среднего радиуса нанокристаллов от времени отжига. Результаты расчета для исследованных стекол представлены на рис. 3, полученные зависимости аппроксимируются соотношением  $r = at^2 + bt + c$ .

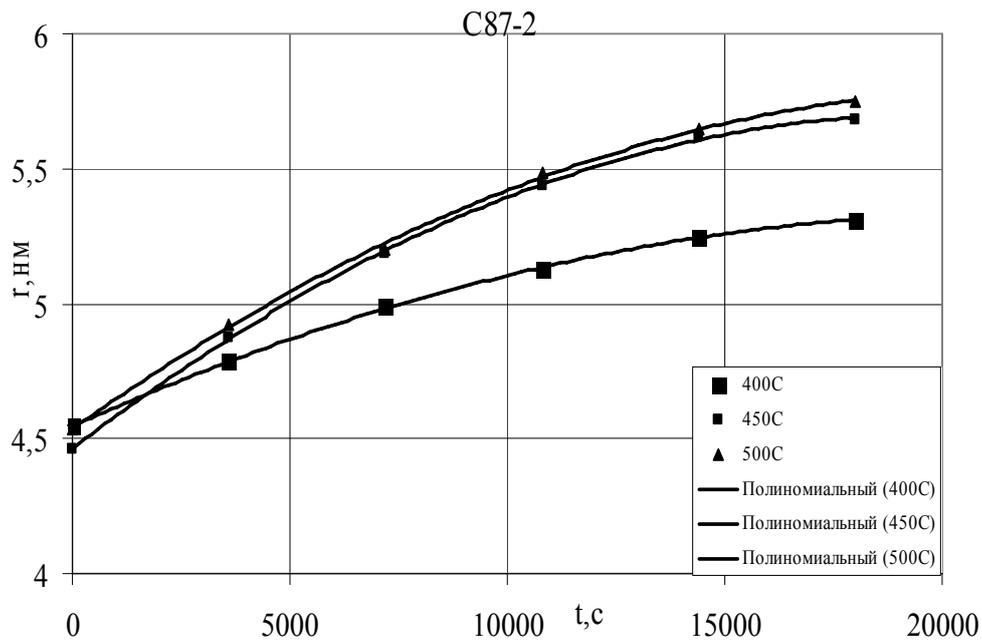


Рис. 3. Зависимость размера нанокристаллов от времени отжига при температурах 400, 450 и 500 °С для свинцово-силикатного стекла С87-2

Полученные зависимости показывает, что кристаллические частицы растут, и со временем их размеры монотонно стабилизируются.

Температурная зависимость проводимости для стекла С87-2 после трехкратного цикла нагрев – охлаждение представлена на рис. 4.

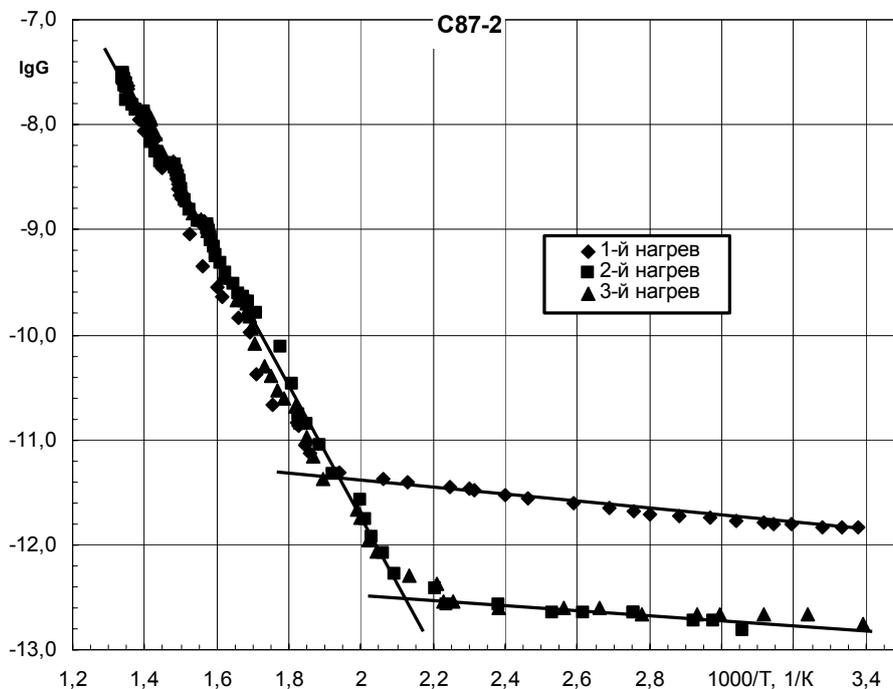


Рис. 4. Температурная зависимость проводимости диска основного стекла С87-2, полученная в результате 3-х последовательных нагревов от комнатной температуры до 470 °С

Как видно из рисунка, после второго нагрева при температурах ниже 200 °С проводимость уменьшается приблизительно в 10 раз, а энергия активации проводимости снижается на ~ 30 % по сравнению с первым нагревом (табл.). Третий нагрев заметных изменений в уровень проводимости и энергию активации не вносит

Таблица. Энергии активации проводимости для стекла С87-2

<b>Образец</b>	<b>Температуры, °С</b>	<b>Е, эВ</b>	<b>Примечание</b>
С87-2	20...240	0,069	1-й нагрев
С87-2	20...196	0,048	2-й нагрев
С87-2	20...196	0,048	3-й нагрев
С87-2	240 (196)...470	1,241	1-й и 2-й нагрев

Таким образом, отжиг ССС С87-2 приводит к образованию наноразмерных кристаллов, что, по-видимому, стабилизирует структуру. Это, в свою очередь, приводит к снижению проводимости и энергии активации проводимости при температурах от комнатной до ~ 200 °С, что, на наш взгляд, является важным для надежности работы МКП.

МЕТОДИКА РЕНТГЕНОЭЛЕКТРОННОГО АНАЛИЗА АТОМНОЙ  
СТРУКТУРЫ ТОНКИХ СЛОЕВ СИЛИКАТНЫХ СТЕКОЛ

О.М. Канунникова

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск

Систематизация накопленного экспериментального материала, проведенная в работе [1], выявила корреляции между положением  $O1s$  линий и межатомными расстояниями элемент-кислород в оксидах и кислородсодержащих солях: изменение расстояния элемент-кислород на  $0.1 \text{ \AA}$  сопровождается изменением энергии связи линии  $O1s$  примерно на  $0.7 \text{ эВ}$ . Кроме того, для силикатов в [2] теоретически получена зависимость между величинами химических сдвигов  $Si2p$ -линии и угла связи  $Si-O-Si$ : увеличение угла связи на  $10^\circ$  приводит к смещению линии  $Si2p$  в сторону больших энергий связи на  $0.3-0,8 \text{ эВ}$ .

В данной работе на основании этих корреляций разработана методика анализа статистики структурных единиц среднего порядка в силикатных стеклах.

Определено количество малочленных структурных единиц (сформированных из 3 и 4 тетраэдров  $[SiO]_4$ ) в стеклообразном кварце и в поверхностном слое скола кристаллического  $\alpha$ -кварца [3].

Исследовано изменение морфологии поверхности и атомной структуры от толщины ( $20 - 300 \text{ нм}$ ) силикатных и свинцово- силикатных пленок, полученных ионным распылением, и зависимости структуры силикатных пленок, полученных золь-гель методом, от легирующих примесей. Обсуждается связь свойств (коэффициент преломления, гидрофильность) с составом и тонкой структурой пленок [4].

1. Нефедов В.И., Гати Д., Джурицкий Б.Ф. Рентгеноэлектронные исследования окислов некоторых элементов // Журнал неорганической химии, т. 20, с. 2307-2314.
2. Newton M.D. Theoretical probes of bonding in the siloxil group. Structure and bonding in crystal. V. 1. New York: Acad. press, 1988, p. 175-193.
3. Канунникова, О.М. Исследование строения тонких силикатных пленок методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и атомной силовой микроскопии // Перспективные материалы, 2006, № 6, с. 88-92.
4. Канунникова, О.М., Муравьев А.Е., Шаков А.А., Сурнин Д.В. Сравнение атомного строения и свойств двойных пленок  $MO_2-SiO_2$  ( $M = Pt, Pd, Mn$ ), полученных золь-гель методом из тетраэтоксисилана // Химическая физика и мезоскопия, 2008, № 2, с. 156-162.

УДК 536.7 + 543.428.3 + 539.213 + 544.344

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТОНКИХ  
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СВИНЦОВО-СИЛИКАТНЫХ  
СТЕКЛ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

О. М. Канунникова, О. Ю. Гончаров

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск

Методами рентгеноэлектронной спектроскопии и термодинамического моделирования исследовано влияние нагрева (в вакууме и водороде) и бомбардировки ионами аргона на состав и атомное строение поверхностных слоев свинцово-силикатных стекол  $x\text{PbO} (1-x)\text{SiO}_2$  ( $x = 0,3 \div 0,7$ ).

Анализ атомной структуры свинцово-силикатных стекол (статистика кремнийкислородных и свинцовокислородных структур среднего порядка; степени связности кремнийкислородной и свинцовокислородной структур; количество свинца-сеткообразователя) проводился методом рентгеноэлектронной спектроскопии по методике, описанной в [1]. Информативность методики подтверждена сравнением с известными результатами анализа кремнийкислородной структуры этих стекол дифракционными методами [2].

Предложена методика прогнозирования изменений состава поверхностных слоев силикатных стекол при нагреве, основанная на анализе квазибинарных систем оксидов. Показано, что изменение состава идет в направлении ближайших (по отношению к составу, соответствующему соотношению концентраций компонентов) минимумов на кривой ликвидуса. Для анализа сегрегационных процессов в многокомпонентных стеклах, последние могут быть представлены как сочетание квазибинарных систем оксидов [3].

Исследован механизм формирования поверхностного слоя при взаимодействии свинцово-силикатных стекол с водородом при нагреве. Разделены вклады термостимулированных и химических процессов, определены их энергии активации [4].

Исследованы изменения строения свинцово-силикатных стекол под влиянием бомбардировки ионами аргона (в зависимости от дозы облучения и состава стекол) [5].

#### Литература

1. Канунникова О.М. Исследование строения тонких силикатных пленок методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и атомной силовой микроскопии // Персп. матер., 2006, № 6, с. 88-92.
2. Канунникова О.М., Гончаров О.Ю. Анализ атомного строения свинцово-силикатных стекол методом рентгеноэлектронной спектроскопии // Ж. приклад. спектр., 2009, т. 76, № 2, с. 209-218.

3. Канунникова О.М., Гончаров О.Ю. Взаимодействия свинцово-силикатных стекол с водородом при нагреве. II. Термостимулированные процессы в системе  $PbO-SiO_2-H_2$  и кинетика восстановления свинцово-силикатных стекол // ФХОМ, 2006, № 2, с. 74-77.
4. Канунникова О.М., Гончаров О.Ю. Взаимодействия свинцово-силикатных стекол с водородом при нагреве. I. Химические превращения в системе  $PbO-SiO_2-H_2$  // ФХОМ, 2005, № 6, с. 62-64.
5. Канунникова О.М. Влияние бомбардировки ионами аргона на строение свинцово-силикатных стекол // ФХОМ, 2007, № 3, с. 8-12.

КАЧЕСТВО И ЧИСТОТА ПОВЕРХНОСТИ МИКРОКАНАЛЬНЫХ  
СТРУКТУР И ЗАГОТОВОК НА НАНОУРОВНЕ

З. Х. Епхиев, Д. Г. Самканашвили, А. К. Уртаев

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Качество и чистота исполнительных (рабочих) поверхностей МКП существенно определяют практически все её важнейшие функциональные свойства и характеристики и, в свою очередь, параметры ЭОП и ПНВ.

Поверхностные загрязнения являются источником повышенного газоотделения МКП в процессе изготовления и работы ЭОП. Структура и наногометрия резистивно-эмиссионного слоя (РЭС) и загрязнения на его поверхности определяющее влияют на электрические и эмиссионные свойства каналов.

Проблема качества поверхности тесно связана с проблемой структурного совершенства МКП, поэтому необходимым условием получения высококачественных исполнительных поверхностей является обеспечение структурного совершенства МКП.

Применение ВТЦ «Баспик» современной физико-аналитической аппаратуры (сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO-M, оптический микроскоп Leica) позволило проводить работы по изучению на наноуровне структурно-морфологических характеристик внешней (торцы) и внутренней (каналы) поверхностей МКП на разных стадиях их изготовления.

Поверхность торцов невытравленных заготовок после механической обработки (процесса шлифовки и полировки) на наноуровне является довольно шероховатой ( $R_a \sim 1,5 \text{ nm}$ ), последующие стадии теххимической обработки и термоводородного восстановления приводят к ряду изменений в поверхностном слое.

Поверхность каналов на наноуровне так же является шероховатой ( $R_a \sim 2 \text{ nm}$ ), что связано с качеством спая жила-оболочка в исходных одножильных и многожильных световодах, а также с особенностью теххимических процессов при удалении опорной жилы из каналов.

Качество поверхности неразрывно связано с её чистотой. Понятие «чистота поверхности» определяет поверхность с точки зрения наличия чужеродных веществ, примесей, физических и химических загрязнений любой природы.

Учет всех этих факторов позволяет наметить пути достижения атомно-гладкой поверхности каналов, что будет способствовать уменьшению уровня шумов и повышению усиления МКП, а, следовательно, увеличению дальности действия ПНВ.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВ НАНОСИСТЕМ

Б. С. Карамурзов, Р. И. Тегаев, Х. Б. Хоконов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

### **Введение**

Одной из актуальных проблем фундаментальных и прикладных исследований в области науки и техники является динамично развивающаяся сфера разработки технологий создания наноматериалов с заданными уникальными свойствами для микро- и наноэлектроники, наносистемной техники и энергетики, медицины и государственной безопасности. Большое внимание уделяется созданию специальных диагностических и исследовательских приборов и устройств прежде всего в области электронно-дифракционных методов, электронной микроскопии высокого разрешения, зондовой туннельной и атомно-силовой микроскопии, позволяющих исследовать структуры и свойства наносистем в нанолокальных масштабах [1–3]. Однако перечисленные методы не решают задачи по созданию наноматериалов с требуемыми свойствами. Так, имеющиеся методы и устройства не обеспечивают прямого контроля этапов технологических процессов производства наноматериалов. Проблема может быть решена только в случае, если имеется возможность визуального контроля в режиме реального времени за всеми этапами технологических процессов. При этом следует учитывать, что необходимо вести контроль за состоянием и свойствами нанообъектов при увеличениях их изображений до  $10^5$ – $10^6$ .

В Кабардино-Балкарском государственном университете разработан и создан экспериментальный комплекс, позволяющий визуализировать кинетику получения наноразмерных объектов и изучения ряда их свойств [4, 5]. Важное значение приобретают умение управлять положением нанозонда на поверхности исследуемого образца и обеспечение целенаправленного нанометрового позиционирования в системе нанозонд-нанообъект [6]. Исследователь должен знать не только строение и элементный состав наноструктур, но и при каком взаимном расположении зонда и наночастицы получены данные об изучаемом свойстве. Это связано с наличием в наносистемах большого числа дефектов в поверхностном слое и объеме, примесей по составу, различных форм структурных связей атомов и т.д. Характерный пример – электрические свойства одно- и многослойных углеродных нанотрубок.

Решение указанных задач на первое место выдвигает возможность визуализации процессов образования и роста наноструктур, управления локальными контактами нанозондов с нанообъектами в режиме реального времени, возможность селекции образовавшихся нанообъектов по иден-

тичности их строения и свойств и т.д. Только при этих условиях можно получить воспроизводимые и достоверные сведения о свойствах исследуемого материала, установить необходимые условия получения наиболее перспективных наноматериалов для практического использования. Таким образом, успехи в разработке и создании нанотехнологий для получения наноматериалов будут определяться, прежде всего, созданием эффективных методов исследования механизмов зарождения и развития наноструктур, комплексной диагностики их строения и свойств, методов контроля условий изготовления наноструктур и управления процессами технологии. Известно, что малейшие изменения заложенных в технологии параметров ведет к экспоненциальному изменению характеристики выходных параметров, следовательно, к резкому росту процента брака производимой продукции.

Поэтому наряду с созданием специальных диагностических и исследовательских приборов и устройств встает проблема разработки и внедрения в практику прецизионного способа позиционирования наноконтактов, которая может быть решена также на базе методов визуализации процессов роста наноструктур и управляемого позиционирования контакта нанозонда с нанообъектом, реализуемых в оригинальной экспериментальной установке, разработанной в Кабардино-Балкарском государственном университете им. Х.М. Бербекова.

### **Метод и экспериментальная установка**

Для реализации разработанных нами метода визуализации процесса роста наночастиц и способа прецизионного позиционирования наноконтактов создана комплексная экспериментальная установка, обеспечивающая увеличение изображения нанообъекта до  $10^5$ – $10^6$ , передачу изображений на люминесцентный экран без искажений и далее на монитор, введение двух нанозондов (кантилеверы атомно-силового микроскопа) в рабочую камеру для образца, управление перемещениями зонда и образца по всем пространственным направлениям с точностью до 0,2–0,4 нм с помощью нано- и микроманипуляторов.

Экспериментальная установка собрана на базе модернизированного и дополненного рядом узлов серийного просвечивающего электронного микроскопа TESLA BS–250. Дополнены и существенно модернизированы вакуумная и электронно-оптическая системы, установлены магниторазрядные и турбомолекулярные насосы, адсорбционные ловушки для дифференциальной откачки камеры с образцом до  $10^{-7}$  Па, усилена монохроматизация исходного электронного пучка, колонна микроскопа переведена в горизонтальное положение и пристыкована к вакуумной камере УСУ-4, люминесцентный экран для изображения диаметром 25 см удален на расстояние до 800 мм от образца, изменены фокусное и теневое положения

образца, обеспечена виброзащита образца с помощью специального пьезоманипулятора.

В рабочую камеру для образца электронного микроскопа встроены нано- и микроманипуляторы, обеспечивающие возможность ориентировать образец и микрозонд (кантилевер) по всем пространственным координатам с точностью до 0,5 нм. Отметим также, что вмонтированные в камеру электронного микроскопа кантилеверы позволяют исследовать структуру поверхности образца в режиме атомно-силовой микроскопии с возможностью визуализации процесса сканирования иглой кантилевера исследуемой поверхности.

На рис. 1 представлена блок-схема экспериментальной установки.

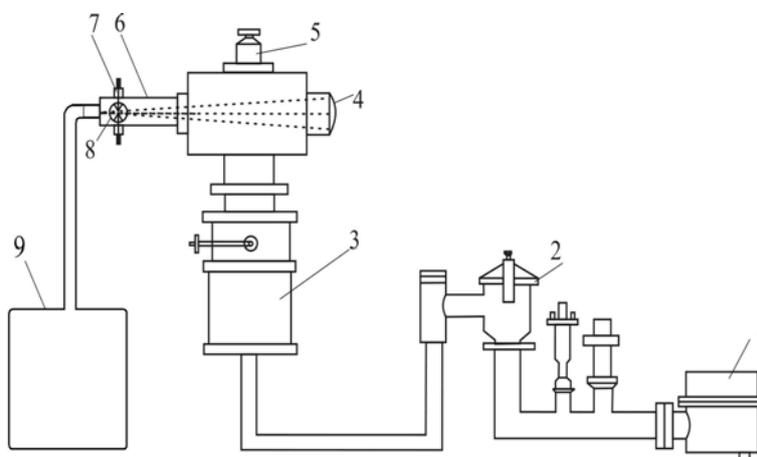


Рис. 1. Блок-схема экспериментальной установки: 1 – форвакуумный насос; 2 – сорбционная ловушка; 3 – турбомолекулярные и магниторазрядные насосы; 4 – люминесцентный экран; 5 – микроманипулятор экрана; 6 – электронный просвечивающий микроскоп; 7 – наноманипулятор образца; 8 – камера образца; 9 – ввод электропитания от 4-х блоков

### **Визуальное позиционирование наноконтактов**

Для получения необходимых сведений о физических параметрах наночастиц важно решить задачи визуального управляемого наномасштабного позиционирования в системе зонд – образец. Оно требуется для получения достоверных данных о рельефе, структурной перестройке, дефектах, элементном составе поверхности в атомарном масштабе; о состоянии нанолокальной модификации поверхности с целью изменения фазового состава наносистемы.

Экспериментальная установка позволяет получать наноструктуры, в том числе реально наблюдать динамику зарождения и роста углеродных нанотрубок, проводить селекцию нанотрубок для изучения их структуры и свойств, а также визуализировать контакт нанозонда (кантилевера) атомно-силового микроскопа с различными объектами (поверхностью, струной, с торцом спирали из нанотрубок и т.д.) в кинетике. По нашим оценкам син-

тезированные нами углеродные нанотрубки в виде стержней и спиралей (фото 1) имеют диаметры 1–1,5 нм, их длина в виде стержней – около 100 нм, а длина в виде спиралей достигала 2 мкм и более при диаметре витков около 20–25 нм. Углеродные нанотрубки обладают высокой термостойкостью, выдерживая нагрев на электроразрядах до температуры 4000 °С, при которой вольфрамовая игла расплавлялась.



Фото 1. Нанотрубки в виде спиралей и стержней (увеличение  $4 \cdot 10^5$ )

На фото 2 показан момент контакта зонда с поверхностью исследуемого образца. При этом можно управлять перемещением зонда как в перпендикулярном к поверхности направлении, так и вдоль поверхности образца; определять расстояние между острием зонда и поверхностью с нанометровой точностью.

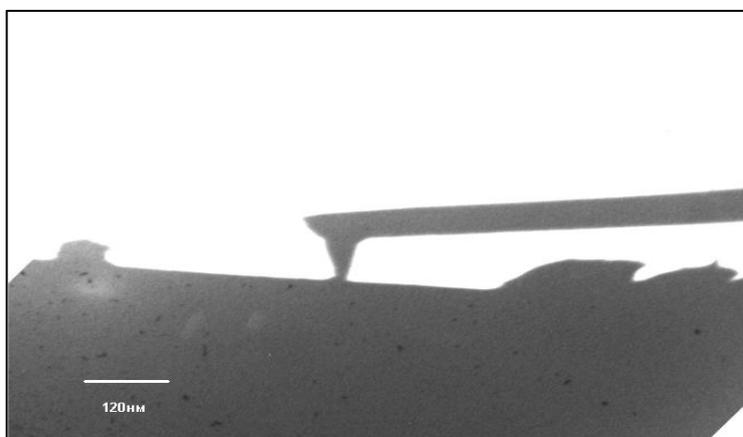


Фото 2. Процесс взаимодействия кантилевера с поверхностью исследуемого образца (увеличение  $6 \cdot 10^4$ )

Кадры на фото 3 демонстрируют последовательность позиционирования нанометрового острия ( $\sim 10$  нм) кантилевера с торцом спирали из нанотрубок (внутренний диаметр  $\sim 35$  нм). Между соседними кадрами имелись десятки других кадров, показывающих процесс позиционирования в системе острие зонда–торец наноспираль. Здесь представлены лишь характерные кадры, которые дают представление о возможности управления позиционированием острия кантилевера (зонда).

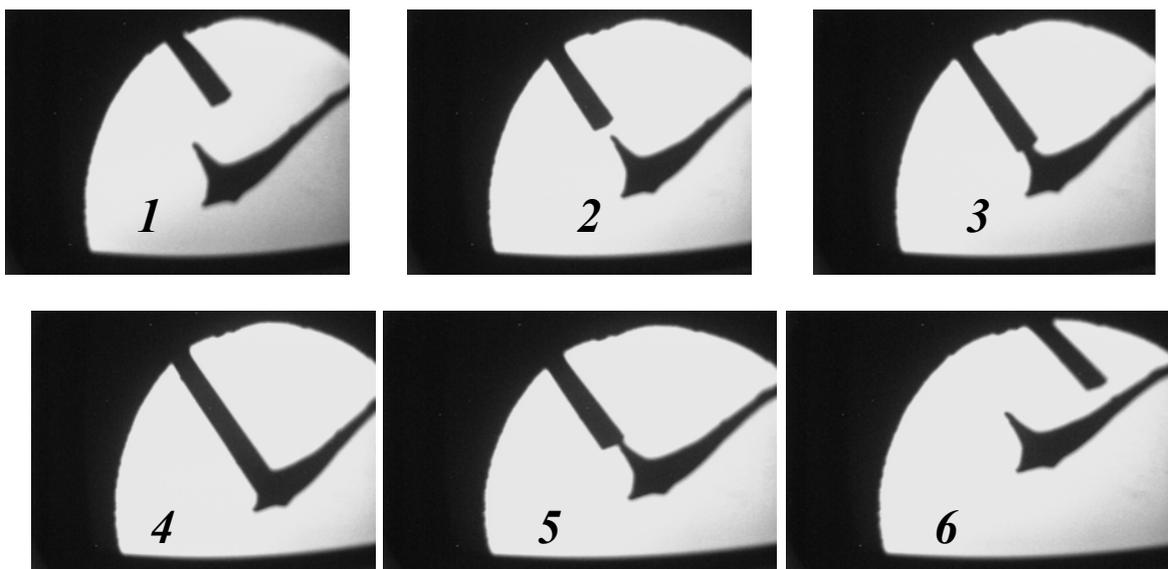


Фото 3. Последовательность позиционирования острия кантилевера с торцом спирали из нанотрубки (увеличение  $\sim 2 \cdot 10^5$ )

На фото 4 показано приближение острия нанозонда (10 нм) к нанокляпке олова диаметром около 20 нм, лежащей на поверхности пленки золота.

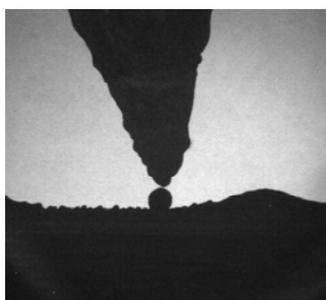


Фото 4. Позиционирование острия стандартного кантилевера с нанокляпкой находящейся на поверхности твердого тела (увеличение  $\sim 2 \cdot 10^5$ )

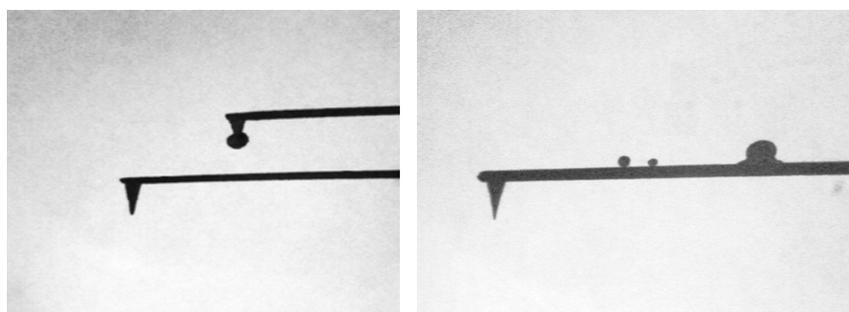


Фото 5. Перенос нанокляпки олова с помощью кантилевера на поверхность консоли кантилевера, покрытую пленкой золота (увеличение  $6 \cdot 10^4$ )

Фото 5 демонстрирует процедуру переноса металлической нанокapли на поверхность твердого тела – на поверхность консоли кантилевера. Легко заметить, что малоразмерные капли (меньше 20 нм) не смачивают поверхность золота, тогда как нанокapля радиусом 130 нм смачивает эту поверхность. Эти особенности взаимодействия нанокapли с поверхностью твердого тела объясняются размерным эффектом смачиваемости поверхности твердого тел. На рис. 2 дана схема жидкая капля – поверхность твердого тела.

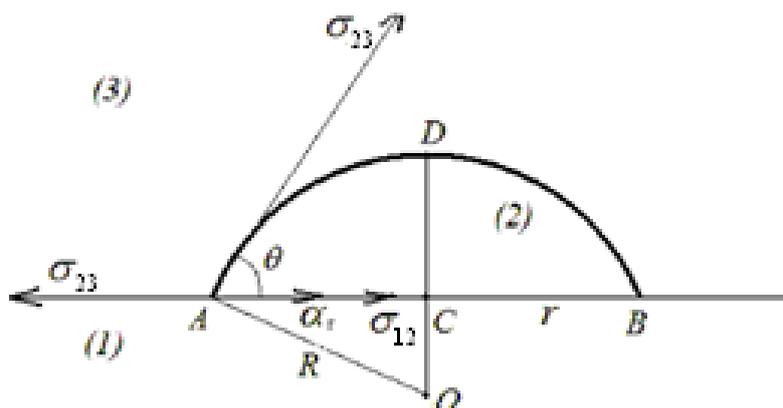


Рис. 2. Жидкая капля (2) на поверхности твердого тела (1), где  $OA=OD=R$  – радиус капли,  $CB = r$  – радиус линии смачивания

Основной характеристикой процесса смачивания является краевой угол смачивания поверхности твердого тела (рис. 2) жидкой каплей. Зависимость краевого угла  $\theta$  от поверхностных натяжений выражается уравнением Юнга

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12}}{\sigma_{23}}, \quad (1)$$

где  $\sigma_{12}$ ,  $\sigma_{13}$  и  $\sigma_{23}$  – поверхностные натяжения на границах твердое тело (1) – жидкость (2), твердое тело (1) – газ (3) и жидкость (2) – газ (3). С учетом размерного эффекта поверхностного натяжения капли  $\sigma_{23}(R)$  [7]  $\sigma_{23}(R) = \sigma_{23}(\infty)(1 - a/R)$ , уравнение (1) принимает вид [8]

$$\cos \theta(R) = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12}}{\sigma_{23}(R) - R \left( \frac{\partial \sigma_{23}(R)}{\partial R} \right)}, \quad (2)$$

где  $R$  – радиус жидкой капли. После выполнения производной получим

$$\cos \theta(R) = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12}}{\sigma_{23}(\infty) \left( 1 - \frac{2a}{R} \right)} = \cos \theta(\infty) \cdot \left( 1 + \frac{2a}{R} \right) \quad (3)$$

Из (3) следует, что при  $0 < \theta < 90^\circ$  с уменьшением  $R$  уменьшается и  $\theta(R)$ , т.е. улучшается смачиваемость в системе твердое тело – жидкость. При  $90^\circ < \theta < 180^\circ$  с уменьшением  $R$  угол смачивания  $\theta(R)$  увеличивается. Эти выводы качественно подтверждаются на экспериментах в случаях, когда капля имеет размеры  $R \geq 100$  нм.

В случаях нанокapли, когда  $R < 30$  нм надо учитывать так называемое линейное натяжение  $\alpha_l$ , которое может оказать заметное влияние на зависимость  $\theta$  от  $R$ . Сила линейного натяжения направлена к центру кривизны и создает избыточное двумерное давление (или одномерное натяжение).

$$\sigma_l = \frac{\gamma_l}{l} \left[ \frac{H}{M} \right] \quad (4)$$

Таким образом, на линию смачивания поверхности твердого тела жидкой каплей действует избыточное линейное натяжение (4). На рис. 2 показаны направления поверхностных натяжений  $\sigma_{ij}$  и линейного натяжения  $\sigma_l$  для случая, когда капля находится на недеформированной поверхности твердого тела. При учете влияния линейного натяжения на угол смачивания вместо (1) имеем

$$\cos \theta_l = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12} - \sigma_1}{\sigma_{23}}. \quad (5)$$

В случае наноразмерной капли учет влияния зависимости линейного натяжения от размера капли  $\sigma_l(r) = \sigma_r$  приводит к соотношению

$$\cos \theta(r) = \cos \theta(\infty) - \frac{\gamma_l}{\sigma_{23}(R) \cdot r} \quad (6)$$

Для наночастиц металлов  $\gamma_l \geq 10^{-6}$  мН, поэтому влияние линейного натяжения на  $\theta(r)$  будет заметным при  $r < 30$  нм, т.е. в этой области размеров наночастиц угол смачивания увеличивается при уменьшении размера капли. Когда размер  $R < 15$  нм нанокapли не смачивают поверхность твердого тела. Это положение подтверждается результатами, приведенными на фото 5. Поэтому учет линейного натяжения важен в наносистемах с наноразмерами частицами.

### Выводы

1. Разработан метод визуализации процессов зарождения и роста наночастиц; метод реализован в оригинальной экспериментальной установке.

2. Встроенные в рабочую камеру установки нано- и микроманипуляторы дают возможность производить визуальное управляемое нанометровое позиционирование нанозонда по всем пространственным координатам с точностью до 0,5 нм.

3. Способ прецизионного управляемого позиционирования апробирован на примерах наблюдения за контактами острия кантилевера (зонда) с поверхностью изучаемого образца, торца углеродной спирали нанотрубки диаметром 25 нм и сферической каплей радиусом 10 нм и более.

#### Литература

1. Ю.Е. Лозовик, А.М. Попов. Образование и рост углеродных наноструктур – фуллеренов, наночастиц, нанотрубок и конусов // УФН. – 1997. – Т. 167, № 7. – С. 751.
2. А.В. Елецкий. Углеродные нанотрубки и их эмиссионные свойства // УФН. 2002. – Т. 172, № 4. – С. 401.
3. V.Ya. Prinz, D. Gruzmacher at al. A new technique for fabricating three-dimensional micro- and nanostructures of various shapes // Nanotechnology. 2001. – V. 12. P. 1.
4. Р.И. Тегаев, Х.Б. Хоконов, А.М. Шериев, С.В. Трунов, А.Г. Магомедов. Установка для исследования кинетики зародышеобразования, роста и селекции наноуглеродных структур // Вестник КБГУ. Серия Физические науки. Нальчик: КБГУ. – 2004, Вып. 9. – С. 43.
5. Р.И. Тегаев, Х.Б. Хоконов, Б.С. Карамурзов, С.В. Трунов, А.Г. Магомедов. Метод и экспериментальная установка для визуального позиционирования наноконтактов // Известия РАН. Серия физическая. – 2008. – Т. 72, № 10. – С. 1439.
6. А.В. Офицеров, В.С. Эдельман. Электромагнитная трехкоординатная шаговая система позиционирования острия сканирующего туннельного микроскопа // Приборы и техника эксперимента. – 2005. – № 2. – С. 133.
7. Х.Б. Хоконов, С.Н. Задумкин. Поверхностная энергия тонких металлических пленок // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. 13, Вып. 5. – С. 568.
8. Б.В. Дерягин, Л.М. Щербаков. Влияние размера капли на угол смачивания поверхности твердого тела // Коллоидный журнал. – 1961. – Т. 23, № 1. – С. 40.

НАНОРАЗМЕРНЫЕ ИОННО-ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ.  
ВОЗМОЖНОСТИ И ОГРАНИЧЕНИЯ

В. В. Лучинин, М. А. Кузнецова, А. Ю. Савенко

Санкт-Петербургский Государственный Электротехнический  
Университет «ЛЭТИ» им. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург

Наноразмерная ионно-лучевая технология получила наибольшее развитие в последние десятилетия благодаря реализации аппаратно-программными средствами процесса формирования остросфокусированных ионных пучков диаметром менее 10 нм. Дополнительными достоинствами ионно-лучевой технологии является также возможность локализации на ограниченной площади значительной плотности ионного тока и гибкий бесшаблонный способ управления движением ионного зонда в пространстве и времени.

Технология остросфокусированного ионного пучка, реализуется в режимах локального микрофрезерования и прецизионного избирательного ионно-стимулированного травления или осаждения, что позволяет оперативно проводить операции препарирования, изготовления, реконструкции микро- и наноразмерных гомогенных и гетерогенных объектов. Управляемость и контролируемость технологии по отношению к объектам различной физико-химической природы, строения, формы и геометрических размеров, их интеграция в рамках одной системы является отличительной чертой ионно-лучевых технологий [1].

Кроме этого, особенностью ионно-лучевого препарирования и реконструкции микро- и наноразмерных объектов является то, что наряду с реализацией чисто технологических операций с использованием "жестких" (ионное фрезерование) или "мягких" (селективное ионно-стимулированное травление или осаждение) методов воздействия на объект, процесс обработки наблюдается в реальном масштабе времени в микроскопическом режиме, при этом, современные системы интегрируют в рабочей камере ионный и электронные пучки. Последний может использоваться не только для реализации растровой электронной микроскопии, но и для целей компенсации накопленного статического заряда. Представленная ниже таблица 1, отражающая основные возможные направления использования остросфокусированного ионного пучка акцентирует внимание на важнейшем геометрическом параметре, характеризующем пространственное разрешение процесса в рамках решаемых задач.

К сожалению остросфокусированный (единицы нм) высокоэнергетический (десятки кВ, плотность тока до  $10^3$  А/см<sup>2</sup>) не является «безобидным» и имеются определенные ограничения на его применение в условиях различного класса объектов и методик использования. Исходя из особен-

ностей взаимодействия высокоэнергетических ионных пучков с веществом, можно выделить ряд процессов и эффектов, влияющих на конечный результат (таблица 2).

Таблица 1. Таблица задач, решаемых с применением остророфокусированного ионного пучка

Тип задачи	Рабочее тело (вещество). Параметры	Пространственное разрешение
Растровая ионная микроскопия	Пучок $Ga^+$ , $U_{\text{уск}}=1-30$ кВ, $I=1,5$ пА–1 нА	До 4 нм при 30 кВ
Ионно-лучевое травление	Пучок $Ga^+$ , ускоряющее напряжение 30 кВ, токи 0,5–20 нА	Не хуже 0,1 мкм. Аспектное отношение – 1/8 (глубина/ширина) при токах 1 нА
Ионно-стимулированное травление	Пучок $Ga^+$ , $U_{\text{уск}}=30$ кВ, токи 0,1–5 нА. Источники газообразных $XeF_2, I_2$	Точность травления объемных структур не хуже 100 нм.
Ионно-стимулированное осаждение материалов	Пучок $Ga^+$ , $U_{\text{уск}}=30$ кВ, $I=0,1-5$ нА. Источники соединений Pt, $SiO_2$	Не хуже 0,1 мкм, для структур сложной формы отклонение размера от заданного не более 10 %, толщины – не более 25 %
Ионно-лучевая модификация	Пучок $Ga^+$ , $U_{\text{уск}}=1-30$ кВ, $I=1,5$ пА–20 нА	Не менее 0,02 мкм при $U_{\text{уск}}=30$ кВ
Ионно-лучевая литография	Пучок $Ga^+$ , $U_{\text{уск}}=1-30$ кВ, $I=1,5$ пА–20 нА	Литография с использованием резиста – 0,5 мкм, безрезистная литография – 0,1 мкм

Примечание. Параллельно с галлиевыми пучками используются системы на основе Ar и He, преимуществом которых является чистота и минимальное загрязнение образца ионами, а недостатком – трудность фокусировки.

Таблица 2. Основные факторы, ограничивающие применение высокоэнергетических ионно-лучевых воздействий, и способы подавления или уменьшения их влияния

Ограничения	Направления оптимизации режимов и подавления нежелательных эффектов
Ограничение предельного разрешения из-за распыления материала	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Минимизация значения перекрытия пучка в точке рас-тра;</li> <li>• Уменьшение соотношения сигнал-шум</li> <li>• Выбор участков для контроля ИМС с малым коэффи-циентом распыления.</li> </ul>
Переосаждение распыленного материала	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Уменьшение токов распыления</li> <li>• Использование газовой химии, например, паров йода</li> <li>• Использование параллельных процессов при создании резов сложной формы</li> </ul>
Имплантиция и образование радиационных дефектов	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Сканирование и травление под небольшим углом</li> <li>• Уменьшение ускоряющего напряжения, по крайней мере при первичном позиционировании и подготовке к травлению</li> <li>• Использование защитных сверхтонких металлических пленок</li> </ul>
Аморфизация и перестройка поверхности	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Использование минимально возможных токов пучка</li> <li>• Сокращение числа циклов сканирования</li> <li>• Сканирование и травление под небольшим углом для сохранения каналов в поликристаллических средах</li> </ul>
Образование «складок»	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Созданием сечения под углом;</li> <li>• Использованием меньших токов пучка;</li> <li>• Быстрым полным сканированием при небольшом токе поверхности сечения во время его создания</li> </ul>
Образование «капельной фазы»	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Использование минимально возможных токов пучка</li> <li>• Использование паров XeF<sub>2</sub> в просмотрном режиме</li> <li>• Сокращение числа циклов сканирования</li> </ul>
Образование зоны «смешения»	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Напыление относительно толстых слоев платины для получения заданных электрических характеристик</li> <li>• Использование электронно-стимулированного осаждения для формирования подслоя</li> </ul>

Можно выделить ряд основных факторов, влияющих на конечный результат: зарядка поверхности и распыление материала при формировании изображения; переосаждение распыленного материала; имплантация ионов галлия и образование радиационных дефектов; аморфизация и пере-

стройка поверхности; образование «складок» и «капельной фазы»; образование зоны «смещения» при ионно-стимулированном осаждении слоев.

Представленные результаты отражают более чем пятилетний опыт работы авторов на установке остросфокусированного ионного пучка Strata FIB 205 xP, а также последние исследования, выполненные на более современной системе Helios Nanolab FEI Company с интеграцией в рабочей камере электронного и ионного пучков.

#### Список литературы:

1. Лучинин В. В., Савенко А. Ю., Тагаченков А. М. Методы микро- и наноразмерной обработки материалов и композиций // Петерб. журн. электроники. 2005. № 2 С. 3–14.
2. Кузнецова М. А., Лучинин В. В., Савенко А. Ю. Физико-технологические основы применения наноразмерной ионно-лучевой технологии при создании микро- и наносистемной техники // Нано- и микросистемная техника. 2009. №8 С.24-32

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ  
ОБРАБОТКИ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТЕКЛАХ ДЛЯ МКПО.О. Молоканова<sup>1</sup>, В. В. Чернова<sup>1</sup>, З. В. Шомахов<sup>1</sup>,  
О.А. Молоканов<sup>1</sup>, С.П. Широкова<sup>2</sup>, Ю.Л. Пергаменцев<sup>2</sup>,  
Ю.В. Щапова<sup>2</sup>, Е.Н. Макаров<sup>2</sup>, Ю.А. Борисова<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Для исследования различных свойств поверхности стекол и стекло-материалов широкое применение находят методы сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) и, в первую очередь, метод атомно-силовой микроскопии. В настоящей работе методами АСМ исследована морфология поверхности образцов различных марок стекол, используемых для изготовления МКП обработанных при различных термодинамических условиях.

Все изученные образцы были изготовлены в ВТЦ Баспик и представляли собой диски с геометрией, соответствующей МКПО 18-8. Исследовались стекла С87-2, С78-5 и С78-4. Морфология поверхности анализировалась после отжига образцов в вакууме или воздушной среде при двух различных температурах: 400 и 500 °С. Время отжига — около 5 часов.

Исследования выполнялись в КБГУ на сканирующем зондовом микроскопе Solver PRO методом АСМ в полуконтактном режиме. Сканирование проводилось с тремя различными разрешениями в плане: 196; 19,6 и 3,92 нм, что соответствует размерам сканов 50×50; 5×5 и 1×1 мкм.

Для всех исследованных образцов определены характеристики шероховатости поверхности (среднее арифметическое отклонение профиля  $R_a$  и среднее квадратичное отклонение профиля  $R_q$ ), вычисленные программным модулем статистической обработки СЗМ-данных в соответствии со стандартом ISO 4287-1.

Поверхность стекла С87-2 характеризуется относительно высоким уровнем шероховатости (табл. 1). При этом в исходном состоянии (без отжига) шероховатость имеет большие значения при увеличении области сканирования. Отжиг в вакууме (как при 400 °С, так и при 500 °С), ведет к уменьшению шероховатости поверхности относительно исходного образца. При этом уменьшается различие  $R_a$ , рассчитанного для разных областей сканирования. Отжиг на воздухе при 400 °С ведет к существенному увеличению шероховатости, в особенности, для большой области сканирования, что свидетельствует о росте неоднородностей нанорельефа.

Анализ изменения шероховатости при отжигах показывает, что отжиг, в основном, снижает шероховатость по сравнению с исходным состоянием. Однако, после отжига на воздухе при 400 °С в области сканирова-

ния 20×20 мкм значение  $R_a$  аномально высокое. Это может свидетельствовать о формировании на поверхности крупных и редких образований, которые при температуре отжига 500 °С уменьшаются в размерах.

Таблица 1. Параметры шероховатости образцов ССС С87-2, отожженных при различных условиях

№ образца, среда, температура	Параметры шероховатости	Значения шероховатости, нм для области сканирования (мкм)		
		20×20	2×2	0,5×0,5
7-36 без отжига	Размах высот	117,19	32,95	10,87
	По 5 макс и 5 мин.	58,50	16,52	5,39
	$R_a$	<b>5,58</b>	<b>4,36</b>	<b>1,14</b>
	$R_q$	10,71	6,15	1,53
7-37 вакуум 400 °С	Размах высот	30,91	22,59	17,83
	По 5 макс и 5 мин.	14,26	11,08	8,93
	$R_a$	<b>2,02</b>	<b>2,32</b>	<b>2,65</b>
	$R_q$	2,91	3,11	3,26
7-38 воздух 400°С	Размах высот	170,60	45,52	29,30
	По 5 макс и 5 мин.	81,65	22,60	14,24
	$R_a$	<b>10,44</b>	<b>4,73</b>	<b>3,11</b>
	$R_q$	16,16	6,04	4,11
7-39 вакуум 500°С	Размах высот	27,17	27,00	24,97
	По 5 макс и 5 мин.	13,55	13,14	12,45
	$R_a$	<b>2,50</b>	<b>2,69</b>	<b>3,37</b>
	$R_q$	3,58	3,99	4,40
7-40 воздух 500°С	Размах высот	170,86	36,43	14,61
	По 5 макс и 5 мин.	80,55	18,44	7,27
	$R_a$	<b>5,13</b>	<b>2,35</b>	<b>1,70</b>
	$R_q$	11,18	3,62	2,41

Рассчитанные по зондовым данным параметры шероховатости поверхности стекла С78-5 приведены в таблице 2.

В отличие от стекла С87-2, поверхность стекла С78-5 характеризуется относительно низким уровнем шероховатости. В исходном состоянии (без отжига) шероховатость имеет более высокие значения для больших областей сканирования.

Отжиг при 400 °С (как в вакууме, так и на воздухе) ведет к увеличению шероховатости. Однако, при отжиге на воздухе рост шероховатости незначительный, а в вакууме она увеличивается в несколько раз. При этом шероховатость, рассчитанная для области сканирования 0,5×0,5 мкм, растет заметнее других.

Таблица 2. Параметры шероховатости образцов боратно-бариевого стекла С78-5, отожженных при различных условиях

№ образца, среда, температура	Параметры шероховатости	Значения шероховатости, нм для области сканирования (мкм)		
		20×20	2×2	0,5×0,5
7-50 воздух 500°С	Размах высот	50,44	24,97	9,43
	По 5 макс и 5 мин.	17,77	14,30	4,86
	$R_a$	<b>0,70</b>	<b>0,83</b>	<b>0,51</b>
	$R_q$	1,17	1,36	0,68
7-52 вакуум, 500°С	Размах высот	11,63	9,17	4,84
	По 5 макс и 5 мин.	6,18	4,65	2,40
	$R_a$	<b>0,37</b>	<b>0,42</b>	<b>0,35</b>
	$R_q$	0,51	0,61	0,49
7-53 вакуум 400°С	Размах высот	13,59	13,67	10,53
	По 5 макс и 5 мин.	6,48	6,95	5,27
	$R_a$	<b>0,64</b>	<b>1,15</b>	<b>1,32</b>
	$R_q$	0,86	1,57	1,73
7-54 воздух 400°С	Размах высот	7,73	5,77	3,57
	По 5 макс и 5 мин.	4,48	2,97	1,81
	$R_a$	<b>0,47</b>	<b>0,44</b>	<b>0,34</b>
	$R_q$	0,61	0,58	0,43
7-55 без отжига	Размах высот	20,81	4,67	1,95
	По 5 макс и 5 мин.	9,70	2,27	1,01
	$R_a$	<b>0,37</b>	<b>0,27</b>	<b>0,18</b>
	$R_q$	0,69	0,38	0,22

Нанорельеф поверхности после отжига образца при 500 °С сильно зависит от среды. После отжига в вакууме  $R_a$  слабо растет, при этом поверхность становится более однородной. После отжига на воздухе неоднородность поверхности увеличивается и  $R_a$  возрастает в 2÷3 раза в зависимости от размера области сканирования.

Параметры шероховатости для стекла С74-4 приведены в таблице 3.

Поверхность стекла С78-4, как и стекла С78-5, характеризуется относительно низким уровнем шероховатости. В исходном состоянии (без отжига)  $R_a$  для разных областей сканирования имеет значения 0,24...0,4 нм. Отжиг при 400 °С (как в вакууме, так и на воздухе) ведет к увеличению шероховатости, однако при отжиге в вакууме  $R_a$  увеличивается более заметно по сравнению с отжигом на воздухе.

Поверхности исследованных образцов стекол С78-4 и С78-5 имеют близкие значения параметров шероховатости и, по сравнению со стеклом С87-2, характеризуются относительно низким уровнем  $R_a$ . Для неот-

жженного стекла С87-2 среднеарифметическое отклонение профиля превышает соответствующие значения для С78-4 и С78-5 в 6÷16 раз (для разных значений базовой площади).

Таблица 3. Параметр шероховатости образцов ССС С74-4, отожженных при различных условиях

№ образца, среда, температура	Параметры шероховатости	Значения шероховатости, нм для области сканирования (мкм)		
		20×20	2×2	0,5×0,5
7-56 без отжига	Размах высот	5,94	5,10	2,89
	По 5 макс и 5 мин.	2,91	2,20	1,44
	<b>R<sub>a</sub></b>	<b>0,35</b>	<b>0,40</b>	<b>0,24</b>
	R <sub>q</sub>	0,45	0,50	0,33
7-57 вакуум 400°С	Размах высот	10,87	6,79	7,90
	По 5 макс и 5 мин.	5,47	3,27	3,97
	<b>R<sub>a</sub></b>	<b>0,58</b>	<b>0,71</b>	<b>0,79</b>
	R <sub>q</sub>	0,75	0,89	1,05
7-58 воздух 400°С	Размах высот	15,71	8,92	6,37
	По 5 макс и 5 мин.	6,80	4,07	3,14
	<b>R<sub>a</sub></b>	<b>0,68</b>	<b>0,46</b>	<b>0,41</b>
	R <sub>q</sub>	0,95	0,70	0,62

В исходном состоянии (без отжига) значения шероховатости стекла С87-2 значительно зависят от величины базовой площади, при этом  $R_a$  растет с увеличением площади анализа, что свидетельствует о неоднородности нанорельефа по площади.

Отжиг на воздухе при 400°С увеличивает шероховатость поверхности всех исследованных образцов. Отжиг в вакууме при 400°С действует на стекла марки С78-4 и С78-5 и стекло марки С87-2 противоположным образом. Отжиг ведет к существенному (в несколько раз) увеличению шероховатости поверхности стекол С78-4 и С78-5 и примерно двукратному снижению  $R_a$  в случае стекла С87-2.

Отжиг при 500°С (как в вакууме, так и на воздухе) ведет к увеличению шероховатости стекла С78-5 и уменьшению для С87-2, причем в вакууме эффект выражен сильнее.

При отжиге на воздухе шероховатость стекла С78-4 растет с температурой. После отжиге в вакууме при 400°С шероховатость поверхности стекол С78-5 и С78-4 увеличивается, а при T=500°С - уменьшается. Для стекла марки С87-2 наблюдается противоположный эффект.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ  
ПАРАМЕТРОВ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ *n*-ТИПА

К. Х. Абазов, В. К. Люев

Одним из ключевых вопросов физики полупроводников является развитие эффективных методов теоретического анализа неравновесных электронных процессов в полупроводниковых объектах с областями пространственного заряда (ОПЗ). Речь идёт о той важной совокупности явлений, которые вызываются отклонениями концентрации носителей заряда в энергетических разрешённых зонах или на дефектах с глубокими уровнями от своих равновесных значений. Исследование этих процессов приводит к открытию новых эффектов, создаёт дальнейшие перспективы для изучения элементарных актов взаимодействия в полупроводниках, для совершенствования методов измерений параметров, как самого полупроводника, так и гетерофазных границ раздела, а также для получения функциональных полупроводниковых устройств микро - и оптоэлектроники с иными или более совершенными характеристиками.

В настоящей работе использовался материал КЭФ-0,3. С помощью метода поверхностной фотоэдс была найдена температурная зависимость поверхностного потенциала. Используя полученные данные и теоретические расчётные формулы были получены температурные зависимости поверхностной напряжённости, приповерхностного объёмного заряда и поверхностной проводимости. Используя полученные результаты были построены следующие температурные зависимости.

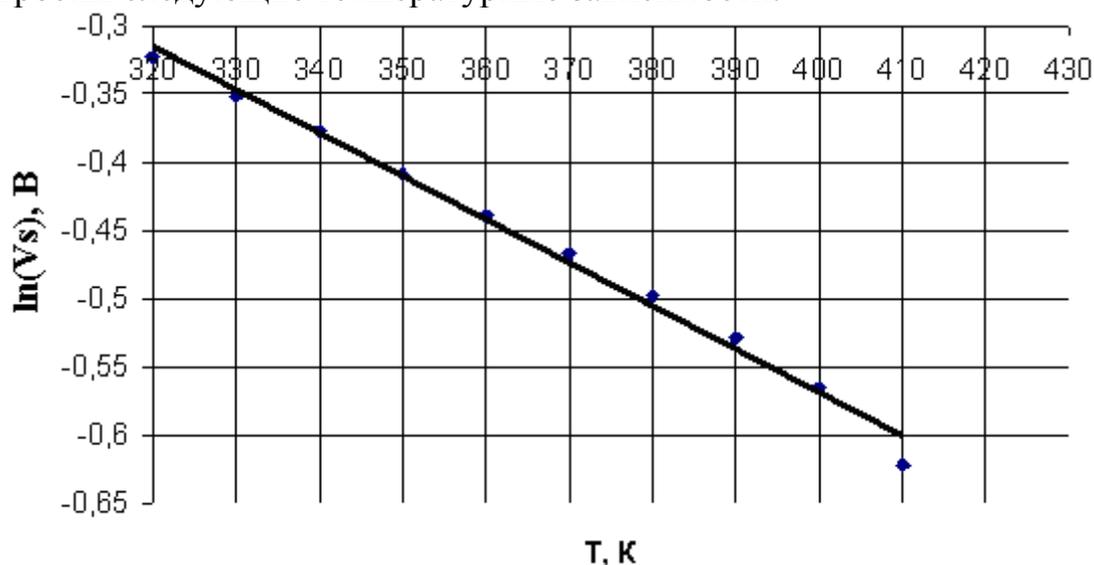


Рис. 1. Температурная зависимость поверхностного потенциала

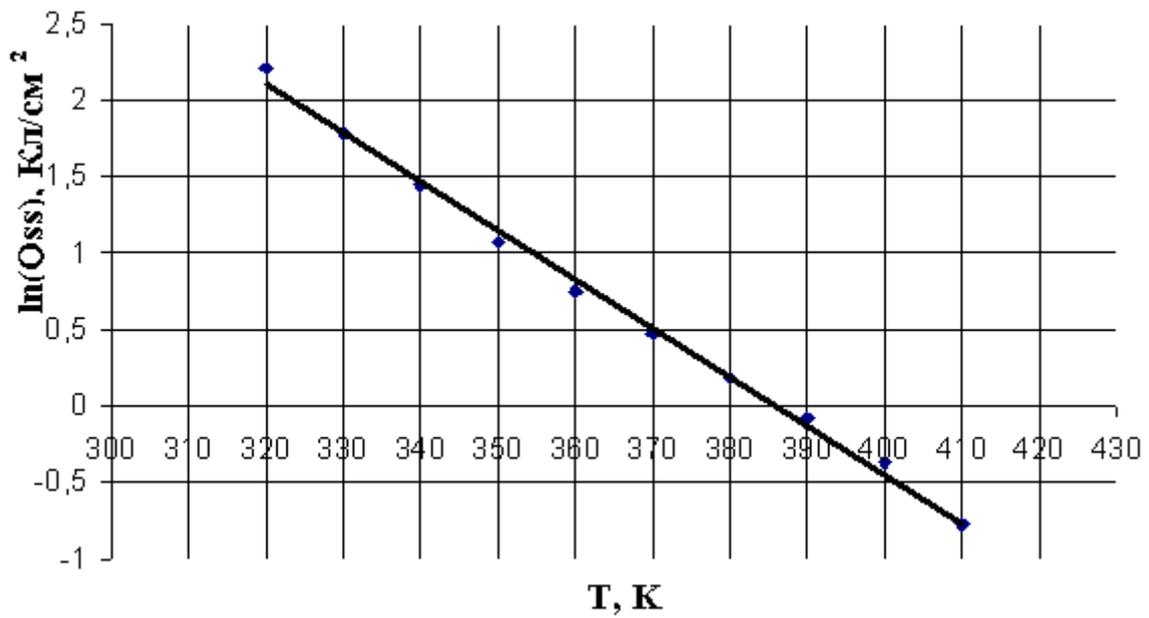


Рис. 2. Температурная зависимость приповерхностного объемного заряда

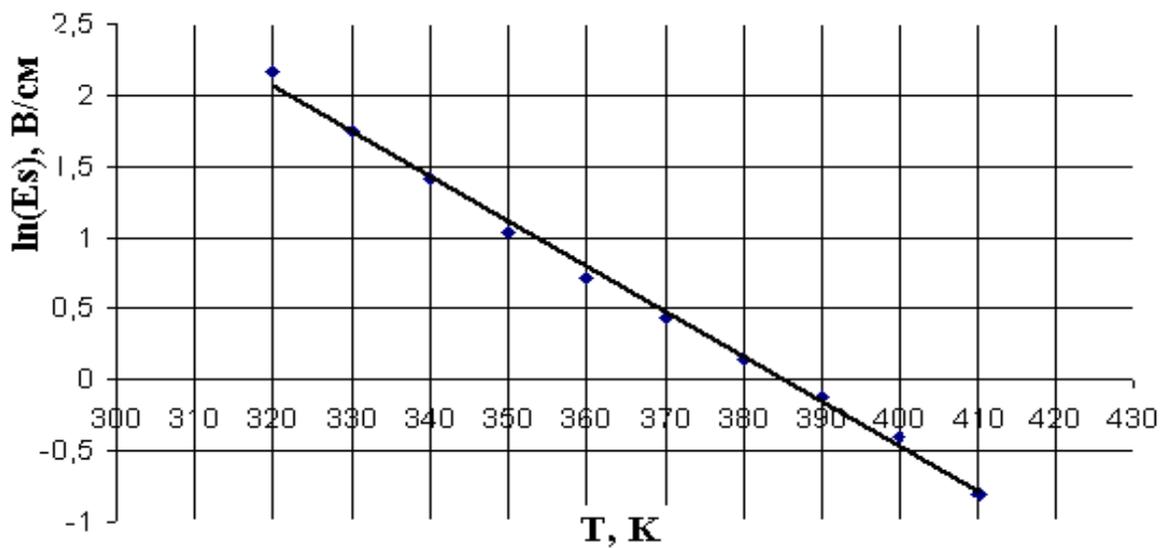


Рис. 3. Температурная зависимость поверхностной напряженности

Полученные зависимости свидетельствуют о том что при повышении температуры поверхностный потенциал, поверхностная напряжённость и приповерхностный объёмный заряд уменьшаются по экспоненциальному закону.

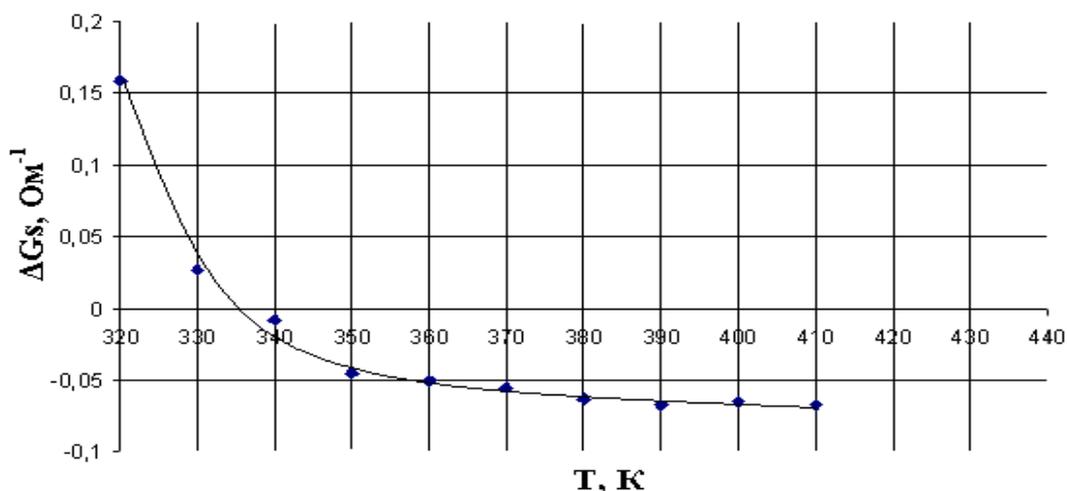


Рис. 4. Температурная зависимость поверхностной проводимости

Температурная зависимость поверхностной проводимости имеет более сложную форму. Нагрев образца до 370 К приводит к экспоненциальному уменьшению поверхностной проводимости. Дальнейшее нагревание до 420 К не вызывает существенного изменения поверхностной проводимости.

При освещении полупроводника в приповерхностной ОПЗ происходит разделение электронно - дырочных пар, в результате которого возникают изменения приповерхностных избытков носителей заряда. При определённых условиях они оказываются много больше общего избытка неравновесных носителей заряда, взятого на единицу площади всего образца. Это приводит к существенным изменениям стационарной величины и релаксационных кривых фотопроводимости по сравнению со случаям отсутствия приповерхностных ОПЗ. При повышении температуры уменьшается поверхностный изгиб зон, что влечёт к экспоненциальному уменьшению поверхностной напряжённости и приповерхностного объёмного заряда. Поверхностная проводимость экспоненциально уменьшается с уменьшением абсолютного значения изгиба зон, при его стремлении к инверсионному значению, и становится постоянным при инверсионных изгибах зон.

#### Литература

3. Овсяк В. Н. Поверхностные состояния в полупроводниках. Новосибирск: изд. НГУ, 1980.
4. Ржанов Ф. В. Электронные процессы на поверхности полупроводников. Москва. Наука, 1971.
5. Литовченко В. Г. Исследование неравновесных электронных процессов на поверхности полупроводников и в области пространственного заряда. Док. дис. Киев. ИП АН УССР, 1970.

## ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫХ ПРИБОРОВ

С. П. Авдеев, С. Н. Петров, Е. В. Луговой, С. Н. Гаранжа

Технологический институт, Южного федерального университета, Таганрог

В работе рассматриваются перспективные направления использования электронно-лучевых процессов в технологии производства электронно-лучевых, фотоэлектронных и электронно-оптических приборах, а также в микроэлектронном производстве в качестве подготовки поверхностей подложек к формированию на них электронных структур.

На поверхности материала после механической подготовки всегда присутствует дефектный слой. Его глубина составляет 100–200 нм в зависимости от режимов и способа подготовки поверхности. Высокая сорбционная способность его вызывает накопление в поверхностном слое (ПС) газовых и химических загрязнений. В результате элементный состав поверхностного слоя существенно отличается от объемного материала. Таким образом адсорбированные загрязнения и примеси слабо связанных элементов легко диффундируют в формируемые на поверхности электронные структуры (ЭС) и рабочую область прибора. Как следствие наблюдается снижение характеристик прибора, например, ионы натрия вызывают в ЭС увеличение сопротивления междузеренных границ, изменяется тип проводимости гетероструктурных мишеней или активизируется старение и рекристаллизация ЭС.

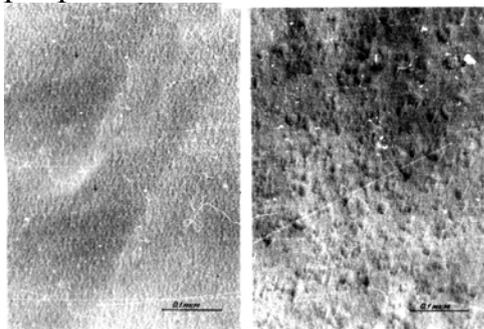
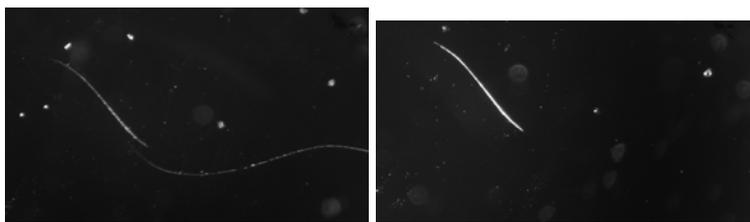


Рис. 1. Электронные микрофотографии поверхности оптического стекла К8: *а* – после ЭЛО; *б* – до ЭЛО

Топология поверхности (шероховатость, царапины, газовые включения) оказывает существенное влияние на формирование ЭС электронно-лучевых и фотоэлектронных приборов (ЭЛФЭП) толщиной 10–20 нм – эффект декорирования, который вызывает ориентационно-ростовые дефекты структур. Электронно-лучевая обработка (ЭЛО) позволяет снизить размер поверхностного микрорельефа до 0,5 нм и полностью устранить нарушенный поверхностный слой (рис. 1).

Выполненные к настоящему времени экспериментальные исследования ЭЛО показывают, что для получения поверхности стекла с остаточной шероховатостью 20–50 Å необходимо создать на поверхности температуру в пределах 1000–1100 °С. При такой температуре вязкость стекла снижается на 10–15 порядков, поверхностный нарушенный слой и мелкие дефекты



а)

б)

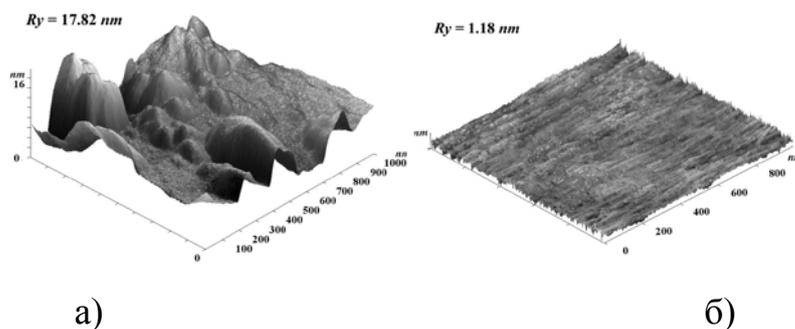
Рис. 2. Оптические фотографии поверхности сине-зеленого стекла марки СЗС 23: а – до ЭЛО, б – после ЭЛО

в виде царапин оплавляе-  
тся (рис 2). Одновременно в  
слое, глубина которого за-  
висит от удельной плотно-  
сти поглощенной энергии  
(10–50 мкм), изменяется  
элементный состав, повы-  
шающий химическую  
стойкость нестойкого к аг-  
рессивным средам стекла.

Исследовалась механическая прочность к истиранию и химическая устойчивость поверхности к агрессивным средам после её модификации электронным лучом. Образцы стекла СТК 119, подготовленные по стандартной технологии полировки и после электронно-лучевой обработки (ЭЛО). Анализ проводили химико-аналитическими методами в соответствии с требованиями ГОСТа 13917-92 и методом потери массы образца в результате истирания поверхности. Установлено, что поверхность образцов после ЭЛО характеризуется как стекло непятнаемое, стойкое к агрессивным средам. Механическая прочность к истиранию образцов после ЭЛО повышается в среднем на 30 %, относительно необработанной поверхности.

Установлено влияние электронно-лучевой обработки (ЭЛО) на наноструктуру поверхности подложек карбида кремния.

Морфология поверхности подложек до и после обработки изучалась методом атомной силовой микроскопии (АСМ) с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 PRO.



а)

б)

Рис. 3. АСМ-изображения поверхности 6H-SiC (0001): а – до и б – после ЭЛО

Согласно по-  
лученным данным  
(рис. 3) после об-  
работки электрон-  
ным лучом под-  
ложки карбида  
кремния средние  
значения шерохо-  
ватости уменьши-  
лись более чем на  
порядок. Варьируя  
режимы ЭЛО воз-  
можно получение

подложек с нанопрофилированным рельефом поверхности.

Таким образом, электронно-лучевые методы модификации поверхности и структур могут быть использованы при разработке целого ряда технологических процессов производства электронных приборов.

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И  
ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ФОТОЭДС  
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ КДБ-10 (111)  
В. А. Витошко, И. Б. Кануков, Е. А. Крохалев, В.К. Люев**

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

Исследованы спектры поверхностной фотоэдс  $p$ -Si при температурах 289–473 К после обработки в 10 % растворе HF. О наблюдении поверхностной фотоэдс сообщалось в работах [1,2]. В работах [3, 4] были обнаружены уровни 0,80, 0,70, 0,64, 0,60 и 0,50 эВ от края валентной зоны. Эти уровни в различных комбинациях наблюдались при различных обработках поверхности образца и был сделан вывод, что энергетическое положение поверхностных состояний практически не зависит от способа обработки поверхности. Этот вывод, однако, не может считаться достаточно достоверным, так как при исследовании каждого образца, как правило удавалось обнаружить лишь некоторые из этих уровней. В данной работе была исследована поверхность после обработки, в результате чего было обнаружено изменение энергетического положения поверхностных состояний.

В настоящей работе исследования поверхностной фотоэдс проводились на высокоомном кремнии  $p$ -типа (с удельным сопротивлением 10 Ом см), на поверхности [111] при  $T=289-473$  К. Кристалл вырезался по направлению [111], размеры образца после стандартной обработки шлифовка, полировка составляли  $20 \times 5 \times 5$  мм.

Исследование поверхности кремния до и после химической обработки в травителе  $\text{SiO}_2$  (1HF:10H<sub>2</sub>O) проводились по стандартной методике.

Измерения поверхностной фотоэдс полученные в результате эксперимента приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1. Поверхностный потенциал монокристаллического кремния КДБ–10, обработанного травителем 10 % HF, измеренный при различных значениях температуры, и длины волны падающего света

T, К	$\lambda=400$ нм	$\lambda=510$ нм	$\lambda=550$ нм	$\lambda=480$ нм	$\lambda=610-6$ 20 нм	$\lambda=690$ нм	Белый свет
289	0,008 $\pm 0,023$	0,08 $\pm 0,014$	0,012 $\pm 0,023$	0,016 $\pm 0,032$	0,004 $\pm 0,0007$	0,008 $\pm 0,02$ 3	0,095 $\pm 0,016$
313	–	0,07 $\pm 0,013$	0,008 $\pm$ 0,023	–	–	–	0,08 $\pm 0,014$
333	–	0,045 $\pm 0,008$	0,004 $\pm$ 0,0007	–	–	–	0,05 $\pm 0,01$

353	–	0,03 ±0,007	–	–	–	–	0,035 ±0,005
373	–	0,02 ±0,004	–	–	–	–	0,025 ±0,004
393	–	0,018 ±0,004	–	–	–	–	0,02 ±0,004
413	–	0,015 ±0,003	–	–	–	–	0,015 ±0,003
433	–	0,008 ±0,0001	–	–	–	–	0,01 ±0,003
453	–	0,007 ±0,001	–	–	–	–	0,008 ±0,0001
473	–	0,004 ±0,0007	–	–	–	–	0,005 ±0,0008

Таблица 2. Поверхностный потенциал монокристаллического кремния КДБ–10 обработанного травителем 10 % HF, измеренный в обратном направлении

T, К	$\lambda=510$ нм	Белый свет
289	0,016±0,032	0,016±0,032
313	0,012±0,023	0,012±0,023
333	0,01±0,03	0,01±0,03
353	0,008±0,002	0,008±0,002
373	0,006±0,001	0,006±0,001
393	0,004±0,0007	0,004±0,0007
413	0,008±0,002	0,008±0,002
433	0,007±0,001	0,007±0,001
453	0,006±0,001	0,006±0,001
473	0,004±0,0007	0,005±0,0008

На рис. 1 представлены температурные зависимости поверхностного потенциала при облучении образца белым светом и светом с длинами волн 510 и 550 нм. Полученные зависимости свидетельствуют о том, что при повышении температуры поверхностный потенциал уменьшается по экспоненциальному закону. Причем при нагревании образца до 373 К поверхностный потенциал уменьшается в 5 раз, при дальнейшем нагревании до 473 К происходит плавный спад значений поверхностного потенциала. Замечено, что на реальной поверхности поверхностный потенциал самый большой при облучении белым светом. Облучение образца монохроматическим светом с различными длинами волн показало, что величина поверхностного потенциала падает с увеличением длины волны. С целью

проверки воспроизводимости результатов измерений поверхностного потенциала были проведены эксперименты при понижении температуры от 473 К до комнатной. Оказалось, что значения поверхностного потенциала при понижении температуры лежат гораздо ниже, при этом поверхностный потенциал практически не измеряется в плоть до 353 К. При дальнейшем понижении температуры происходит незначительный рост поверхностного потенциала по линейному закону.

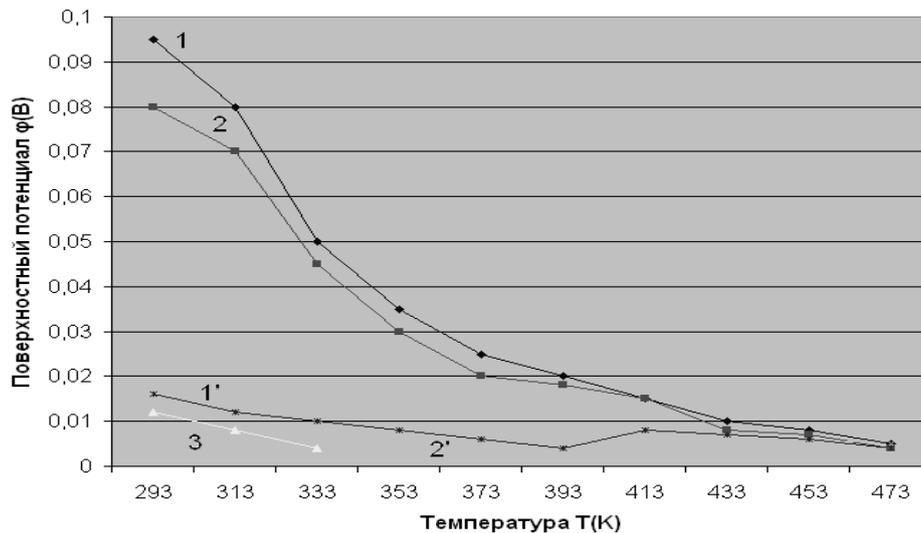


Рис. 1. Зависимость поверхностного потенциала  $\phi$  от температуры  $T$  (1, 2, 3 – при нагревании, 1', 2' – при охлаждении), для белого света, 510, 550 нм соответственно

Результаты измерения поверхностного потенциала на реальной поверхности монокристалла свидетельствует о том, что обработка в 10 % растворе HF, удаляющая оксидный слой, приводит к уменьшению концентрации ПЭС, находящихся на границе раздела кремния с поверхностными пленками. Кроме того, меняется концентрация электронных состояний в самих пленках. Обработка в HF и последующая промывка водой уменьшает концентрацию ловушек, захватывающих неравновесные дырки, что формирует фотопамять поверхностного потенциала. Зависимость  $\phi_s(T)$ , полученная при охлаждении, показывает, что поверхностный потенциал практически не измеряется. На наш взгляд это связано с тем, что нагрев приводит к десорбции газов с очищенной поверхности, в следствии чего не происходит значительной перестройки ПЭС в поверхностном слое.

#### Литература

1. Остроумова Е. В. Спектры поверхностных состояний в кремнии *p*-типа // ФТП. – 1975. – 9, №8. – С. – 1503 – 1506.
2. Бедный Б. И., Калинин А. Н., Карпович И. А., Подольский В. В. Исследование поверхностной фотоэдс в CdSnP2 приповерхностном легировании // извест. вузов. Физика. – 1980. – №7. – С. – 115 – 116.
3. В.Г. Литовченко, В.П. Ковбасюк. УФЖ, 12, 403 (1967).
4. В.Г. Литовченко, В.П. Ковбасюк. ФТП, 3, 870 (1969).

УДК 621.315.592

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРЕМНИЕВЫХ  
ПОРИСТЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ АНОДИРОВАНИЕМ НА  
ПОСТОЯННОМ И ПЕРЕМЕННОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ТОКЕ

Д.С. Гаев, А.Н. Гуппоев, Ю.Ю. Деревянкина, Е.Н. Несменова

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

Спектр свойств пористого кремния (ПК) настолько широк, что вряд ли найдется какая-либо область современного этапа развития техники и технологий, включая биомедицинские технологии, где перспективы практического использования этого материала не просматривались бы. При такой перспективности пористого кремния на сегодня практически отсутствуют промышленные технологии, связанные с выпуском изделий на его основе. Такая ситуация, в известной мере, связывается с отсутствием на сегодня технологии получения ПК, исключающей выраженную временную нестабильность параметров структур на его основе. В связи с этим дальнейшее совершенствование методов и изучение процессов получения ПК, а также всесторонние исследования его свойств ориентированы, на создание фундаментальных основ направленного синтеза структур ПК с заданным комплексом параметров.

Основной целью данной работы явилось рассмотрение технологических возможностей получения слоев ПК электрохимическим анодированием на переменном токе и проведение сравнительного анализа параметров структур с таковыми полученными на постоянном токе.

Для получения экспериментальных структур в качестве исходного кремния использовались пластины монокристаллического кремния марки 380КДБ-10(100) и 380КДБ-10(111). Полученные кремниевые заготовки химически обрабатывались в растворах КАРО и АПР. Затем заготовки, после промывки в деионизованной воде, подвергались травлению "до скатывания" в 10 % растворе плавиковой кислоты. После обработки заготовки высушивались в вакуумной камере ( $10^{-4}$  мм. рт. ст.) при температуре 250 °С и в ней же на одну из сторон заготовки методом вакуум-термического распыления наносился алюминиевый электрод в виде пленки толщиной 1 мкм. Анодирование заготовок проводили в однокамерной электрохимической ячейке вертикального типа с применением сетчатого платинового электрода. Общий вид электрохимической ячейки и ее схема приведены на рис. 1. Для электрохимического травления монокристаллического кремния использовался раствор: HF(40 %):C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH(96 %)→1:1. В процессе анодирования варьировалось время процесса и плотность тока через образец. При анодировании на переменном токе частота переменного тока составляла 50 Гц. После анодного травления все образцы промывались в деионизованной воде и высушивались в вакуумной камере.

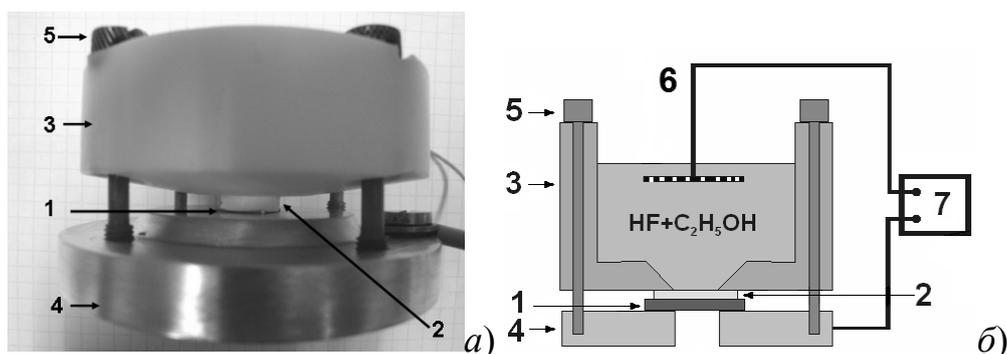


Рис.1. Общий вид электрохимической ячейки и ее схема: 1 – кремниевая заготовка; 2 – кислотостойкая прокладка; 3 – фторопластовая ячейка; 4 – медная подложка; 5 – прижимной винт; 6 – платиновый электрод; 7 — источник переменного (постоянного) тока

Исследование морфологии поверхности травления и сколов экспериментальных структур проводились методами световой и атомно-силовой микроскопии. Пористость слоев определялась гравиметрическим методом.

Фотографии поверхностей структур ПК полученных на постоянном и переменном токе при различных режимах приведены на рис. 2, 3.

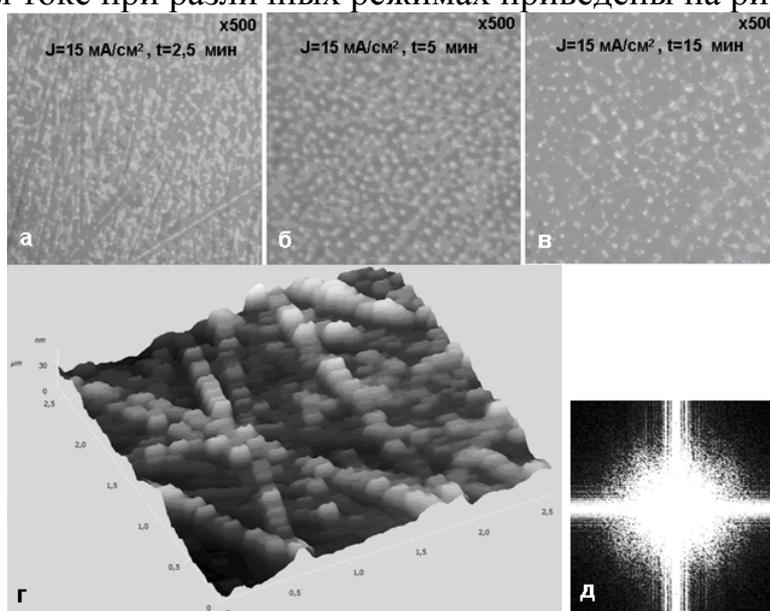


Рис. 2. Фотографии и АСМ-изображение поверхности: а, б, в – образцов, полученных при постоянном токе  $15 \text{ mA/cm}^2$  и различных временах травления; г – АСМ-изображение поверхности образца в; д – Фурье образ АСМ-изображения г

Анализ результатов исследования поверхности структур пористого кремния полученных на постоянном токе показывает, что центры первичного образования макропор преимущественно выстраиваются вдоль дефектов (царапин) сосредоточенных в нарушенном слое поверхности пла-

стин. Данная картина подтверждается и характером АСМ – изображений этих поверхностей. Наряду с этим Фурье-анализ АСМ – изображений указывает на существование в пористом слое некоторой субструктуры с характеристическими размерами порядка 30 нм, что можно связать с наличием мезаструктурной составляющей пористого слоя.

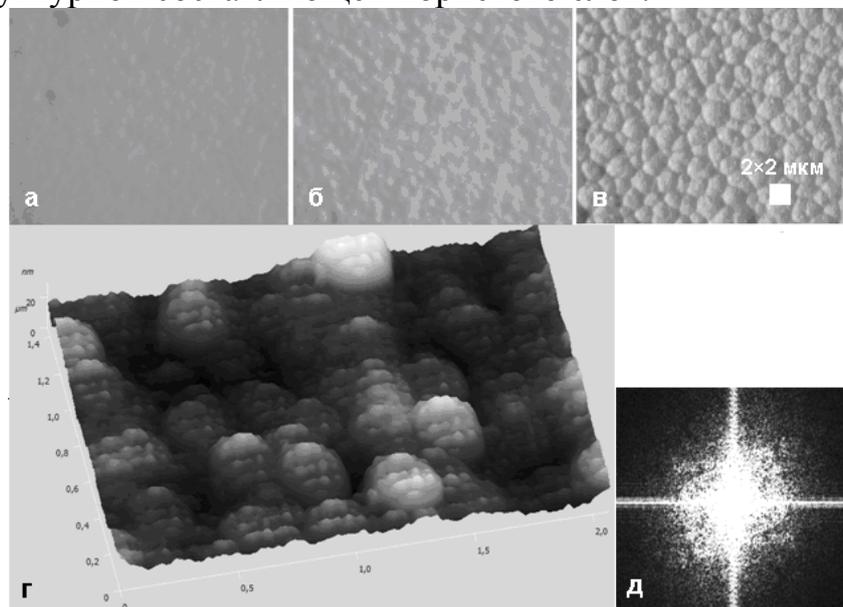


Рис.3. Фотографии и АСМ-изображение поверхности: *а, б, в* – образцы, полученные при анодировании на переменном токе  $30 \text{ мА/см}^2$  и различных временах травления; *г*- АСМ-изображение образца *в*; *д* – Фурье образ АСМ-изображения *г*

При анодировании на переменном токе выявлено, что поверхность пористого слоя менее критична к наличию нарушенного слоя и является более однородной. Вероятно, это связано с тем, что с частотой переменного тока происходит возобновление фронта травления, приводящее к частичному перераспределению центров порообразования. Следует также отметить, что АСМ-изображения данных структур качественно отличается от таковых полученных на постоянном токе. В частности (см. рис. 3), на АСМ-изображении просматривается структура фрактального типа. При этом фрактальные образования имеют глобулярный вид на всех уровнях иерархии, что указывает на самоорганизованность процесса порообразования. Фурье анализ изображений таких поверхностей ПК показывает на существование субструктуры с характеристическими размерами порядка 14 нм. Увеличение времени травления приводит к более выраженному декорированию макропористой составляющей пористого слоя.

Пористость образцов полученных на переменном токе в среднем превышает значение этого параметра на образцах полученных на постоянном токе при сопоставимых режимах электрохимического анодирования.

ИОННАЯ ПОЛИРОВКА ПОВЕРХНОСТИ  
ПОЛИКРИСТАЛЛА НИОБАТА ЛИТИЯ

В.М. Гармаш, Г.Д. Кузнецов, А.С. Курочка, А.А. Сергиенко

ФГУП «НИИ Полюс», Москва, ГТУ «МИСиС», Москва

Создание лазерных структур с повышенной эффективностью на основе соединений группы  $A^{III}B^V$  возможно при использовании подложек из монокристаллического ниобата лития с определенной кристаллографической ориентировкой.

Практика показала, что применение монокристаллических подложек  $LiNbO_3$ , прошедших стандартную химико-механическую полировку не всегда обеспечивает получение структурно-совершенного эпитаксиального слоя, например из  $GaAs$ .

Целью работы являлось установление возможности использования дополнительной ионной полировки поверхности монокристаллических подложек ниобата лития для уменьшения нанощероховатости и получения более структурно-совершенных эпитаксиальных слоев.

Ионной полировке подвергались подложки, поверхность которых имела ориентацию (1126). Осуществлялась ионно-лучевая полировка в среде  $Ar^+$  при энергии ионов в диапазоне 1000-3000 эВ и плотности ионного тока до  $2\text{mA}/\text{cm}^2$ . Ионная обработка проводилась в диапазоне углов падения ионов на поверхность от 30 до 80 градусов.

На рис. 1 и 2 представлены профили поверхности ниобата лития после воздействия ионами аргона под углом 45 и 80 градусов (рис. 1 и рис. 2 соответственно).

Анализ результатов показывает, что ионная полировка поверхности монокристаллов ниобата лития позволяет уменьшить наноповерхность по сравнению со стандартной химико-механической полировкой на 1–2 порядка. Увеличение угла падения ионов  $Ar^+$  на поверхность позволяет уменьшить нанощероховатость (выступы) до 2–5 нм.

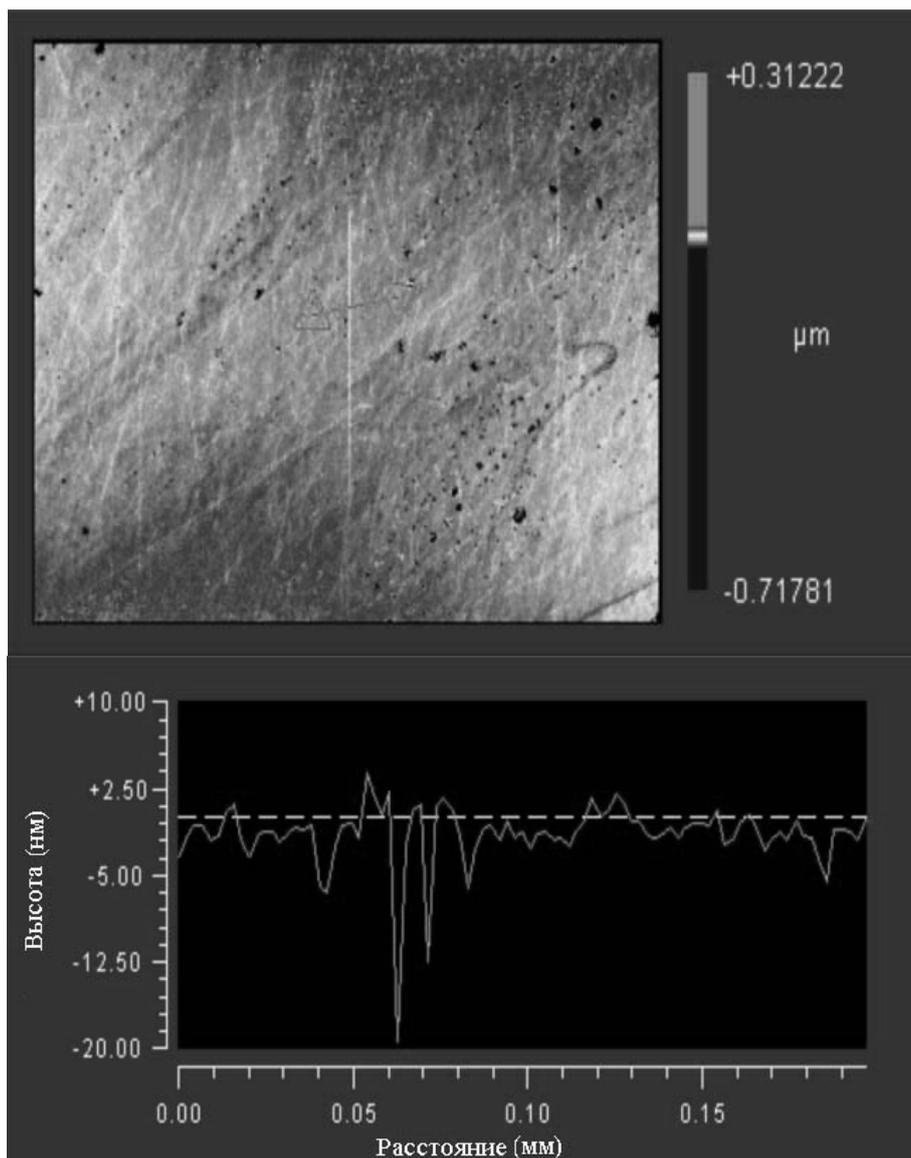


Рис. 1. Рельеф и сечение профиля поверхности ниобата лития после воздействия ионами аргона с направлением ионного пучка под углом  $80^\circ$

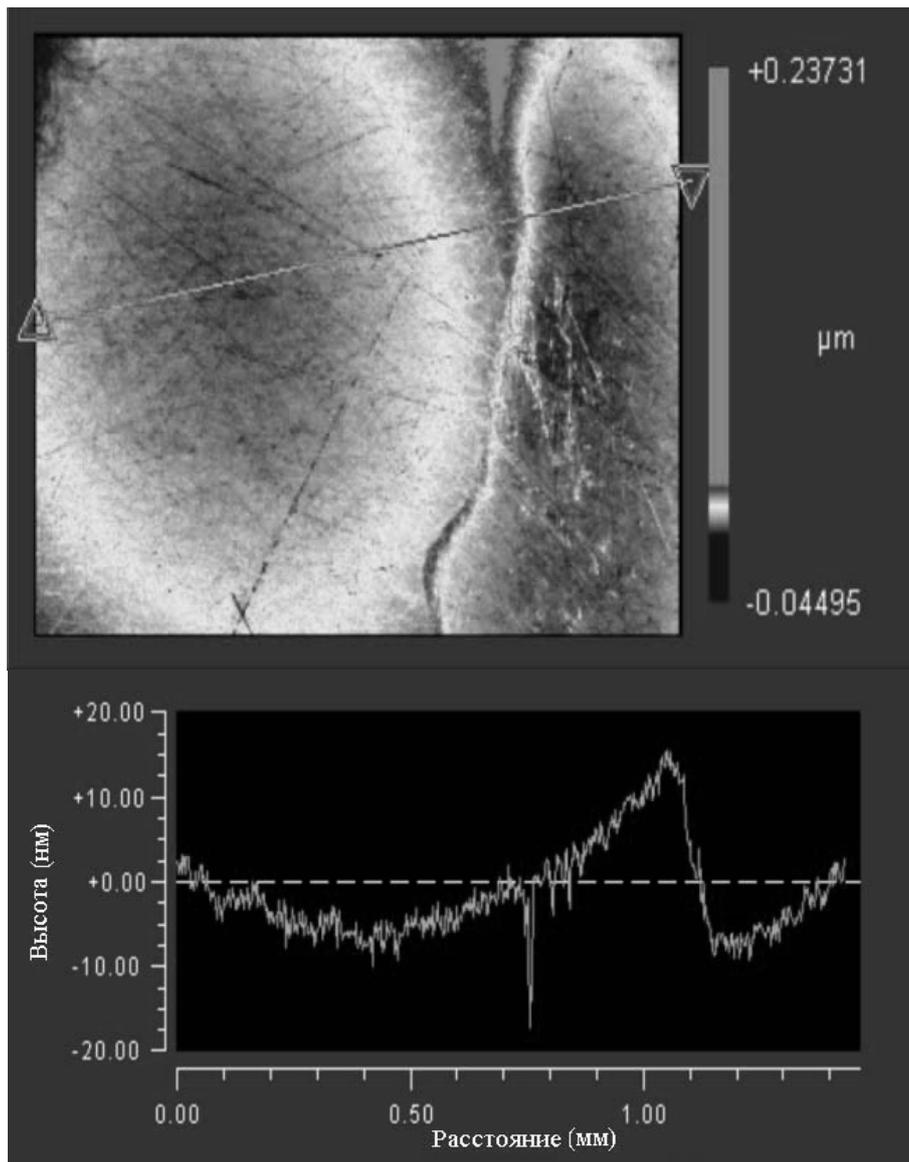


Рис. 2 Рельеф и сечение профиля поверхности ниобата лития после воздействия ионами аргона с направлением ионного пучка под углом  $45^\circ$

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗОНДОВ АСМ  
ПО ИЗМЕРЕНИЯМ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ СИЛГ. В. Дедков<sup>1</sup>, А. А. Канаменов<sup>1</sup>, Е. Г. Дедкова<sup>2</sup>  
kanametov\_a@mail.ru; gv\_dedkov@mail.ru<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский госуниверситет, Нальчик<sup>2</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный

В настоящее время АСМ является одним из важнейших методов исследования наноструктур. Подтверждением тому служит все более возрастающий интерес к методам АСМ [1]. Огромное число публикаций по этой тематике посвящено только контактному методу АСМ [2]. Данная работа продолжает наши исследования сил взаимодействия зонд – образец в контактном режиме АСМ [3, 4]. В них была показана возможность эффективного контроля геометрических и механических характеристик зондов АСМ по измерениям контактных и электростатических сил. В частности, было установлено, что геометрические характеристики серийных кремниевых кантилеверов (компания НТ-МДТ) могут быть измерены в сеансах электросиловой микроскопии. Основными геометрическими параметрами являются высота и радиус закругления зонда вблизи апекса, а также угол раствора конической части. При известной жесткости кантилевера эти параметры определяются путем сравнения экспериментальных и теоретических кривых взаимодействия зонд – образец.

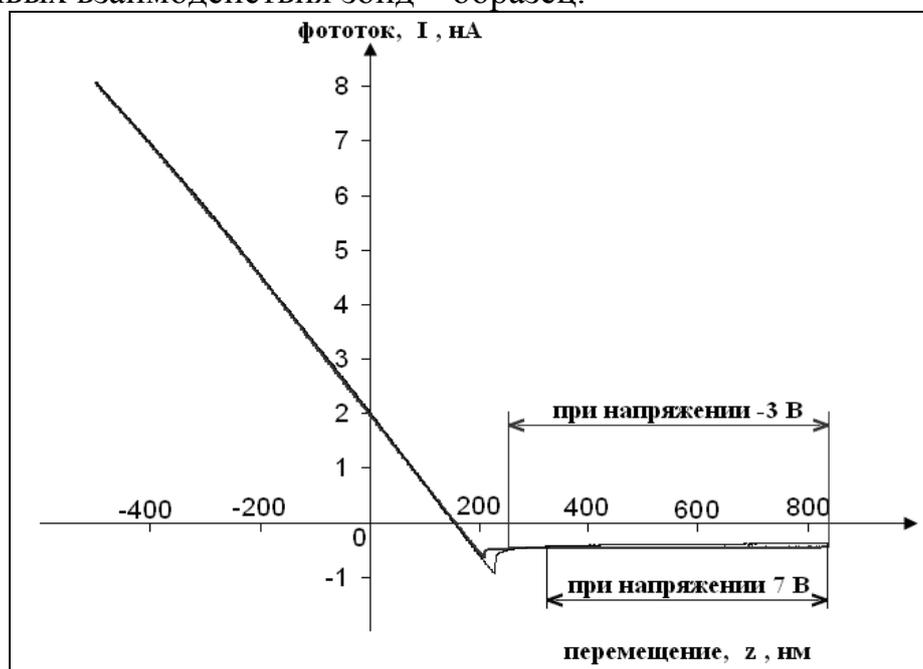


Рис.1 Экспериментальные зависимости «фототок – перемещение» при напряжениях  $-3$  В и  $7$  В, измеренные на пленке золота. Участки силовых кривых, подвергавшихся анализу, показаны стрелками

В работах [3, 4] интерпретация экспериментальных данных осуществлялась без учета вклада плоской части балки. В настоящей работе мы впервые обосновываем метод, позволяющий экспериментально определить величину отношения площади балки кантилевера к кубу высоты зонда по результатам анализа наиболее удаленной от точки контакта части силовой кривой подвода (рис. 1).

Для анализа использовались экспериментальные результаты, полученные в [4] методом контактной электросиловой спектроскопии на микроскопе Solver Pro, выполненные на очищенных спиртом пленках золота, напыленных на кремний, с подачей напряжений 0,  $\pm 3$  В,  $\pm 5$  В,  $\pm 7$  В и  $\pm 10$  В на зонд при заземленном образце. Измерения проводились в сухой воздушной атмосфере с влажностью около 20 % и температурой 20–22 °С. Применялись кантилеверы типа CSG10/Pt с паспортными характеристиками  $R=35$  нм,  $H=1\div 20$  мкм,  $\theta \leq 110$ ,  $L=250$  мкм,  $k_c=0,03\text{--}0,2$  Н/м. При измерениях резонансных характеристик и жесткости балки кантилевера  $k_c$  в [4] было получено  $k_c=0,25$  Н/м. Силовые кривые подвода – отвода регистрировались в четырех различных кадрах поверхности с размером  $5 \times 5$  мкм, по 36 точек спектроскопии на кадр. При этом в каждой точке спектроскопии значения тока фотодиода  $I(z)$  записывались для 1000 позиций  $z$  сканера при прямом и обратном движении образца по отношению к кантилеверу. Шаг спектроскопии составлял 1,338 нм.

Первичная обработка зависимостей  $I(z)$  выполнялась методом, описанным в работах [3, 4], отдельно для каждого кадра и величины напряжения  $V$ . Для последующей обработки данных на кривых подвода в бесконтактной части выбиралось по 300 точек, считая от точки максимального удаления зонда от образца.

Вклад в электростатическую силу взаимодействия зонда с образцом, обусловленный плоской частью балки кантилевера, можно записать следующим образом

$$F = \frac{1}{2} \frac{\partial C}{\partial z} V^2 = -\frac{\epsilon_0 S V^2}{2(H+z)^2}, \quad (1)$$

где  $V$  – напряжение, подаваемое между зондом и образцом,  $H$  – высота зонда,  $S=LW$  – площадь балки,  $z$  – расстояние апекса от образца. Формула (1) соответствует приближению плоского конденсатора.

Поскольку  $z \ll H$ , то из (1) следует

$$F = -\frac{\epsilon_0 S V^2}{2(H+z)^2} \approx -\frac{\epsilon_0 S V^2}{2H^2} \left(1 - \frac{2z}{H}\right) \quad (2)$$

С учетом (2) для участка линейного возрастания на «хвосте» силы будем иметь

$$\Delta F = \frac{\epsilon_0 S V^2}{H^3} \Delta z \quad (3)$$

С другой стороны, из обработки экспериментальных зависимостей  $I(z)$  следует

$$\Delta I = \alpha V^2 \Delta z, \quad (4)$$

где коэффициент  $\alpha$  находится из эксперимента. Кроме того, для линейного участка контактной линии выполняется соотношение

$$\frac{\Delta I}{\Delta z} = B \quad (5)$$

Конкретные значения  $B$  и  $\alpha$  находятся усреднением по всем измеренным контактным линиям. Предполагая неизменной величину коэффициента калибровки  $B$  на разных участках силовой кривой, из соотношений (3)–(5) и закона Гука  $\Delta F = k_c \Delta z$  следует

$$\frac{S}{H^3} = \left( \frac{\alpha}{B} \right) \cdot \frac{k_c}{\varepsilon_0}. \quad (6)$$

Из результатов наших измерений было получено

$$B = 0,0122 \frac{\text{нА}}{\text{нм}}, \quad \alpha = 0,96 \cdot 10^{-6} \frac{\text{нА}}{\text{нм}^2 \text{В}^2} \text{ и } k_c = 0,25 \frac{\text{Н}}{\text{м}}.$$

Поэтому, при типичных паспортных размерах зонда CSG10/Pt  $W=35$  мкм,  $L=250$  мкм, из (6) следует оценка  $H=15,8$  мкм, что хорошо согласуется с паспортными значениями (10÷20 мкм). Таким образом, формула (6) позволяет найти величину  $S/H^3$  по результатам измерений  $\alpha$ ,  $B$  и  $k_c$ . Величина постоянной части электростатической силы (первое слагаемое в формуле (2)) измеряется недостаточно надежно, поэтому при анализе она не учитывалась.

#### Список литературы

1. Y. Gan, Surf. Sci. Rep. V. 64, P. 99 (2009)
2. H.J. Butt, B. Cappella B., M. Kappl Surf. Sci. Rep. V. 59. P. 1 (2005)
3. Г.В. Дедков, Е.Г. Дедкова, Р.И. Тегаев, Х.Б. Хоконов, Письма в ЖТФ, Т. 34/1, С. 38 (2008)
4. Г.В. Дедков, А.А. Канаметов, Е.Г. Дедкова, ЖТФ, 79/12, С. 79 (2009)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ  
КРАЕВОГО УГЛА СМАЧИВАНИЯ СВИНЦОВО-  
СИЛИКАТНОГО СТЕКЛА ЖИДКИМ СВИНЦОМ

А. Х. Дышекова, Б. Н. Нагоев, О. А. Молоканов, А. М. Кармоков

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

При изготовлении микроканальных пластин (МКП), свинцово-силикатное стекло подвергается термоводородному восстановлению, что сопровождается структурными изменениями поверхности стекла. В настоящей работе изучалось взаимодействие макроскопических капель жидкого свинца с восстановленным свинцовосиликатным стеклом.

В качестве подложки использовались невосстановленное и восстановление при температуре 460 °С. в течение 2 часов свинцово-силикатное стекло С87-2. Для исследования использовался свинец марки С0 (99,999 % Pb).

Для изучения процесса межфазного взаимодействия стекла со свинцом строились политермы и изотермы изменение краевого угла смачивания поверхности стекла жидким свинцом до, в процессе и после термоводородного восстановления.

Политермы краевого угла смачивания в системе жидкий свинец – стекло в вакууме изучались при давлении  $3 \cdot 10^{-5}$  мм. рт. ст., в интервале температур 300÷550 °С. После помещения подложки в печь с помощью специальных устройств подложка устанавливалась горизонтально.

Конструкция установки позволяет проводить нагрев металла до плавления без контакта с подложкой. После плавления жидкий металл выдавливался через капилляр на подложку. При каждой температуре измерения вся система выдерживалась в течение 5 минут. После этого производился фотографирование капли на подложке при различных температурах. Кроме этого измерялся краевой угол смачивания в процессе термоводородного восстановления стекла при температуре 460 °С.

Исследование структуры поверхности стекла С87-2 на сканирующем зондовом микроскопе после термоводородного восстановления показало, что на поверхности стекла формируются новые образования, имеющие форму, близкую к сферическому сегменту. Рентгеноструктурный анализ стекла после термоводородного восстановления показал, что в нем образуются кристаллиты свинца. Они в большей степени сосредоточены в поверхностном слое, поэтому, сопоставляя результаты исследования на СЗМ и рентгенофазового анализа, можно предполагать, что в поверхностном слое формируется кристаллы свинца.

Значение краевого угла находили по общепринятой методике. По результатам измерений была построена политерма краевого угла смачивания

свинцом поверхности восстановленного и невосстановленного стекла С87-2, которая представлена на рис. 1.

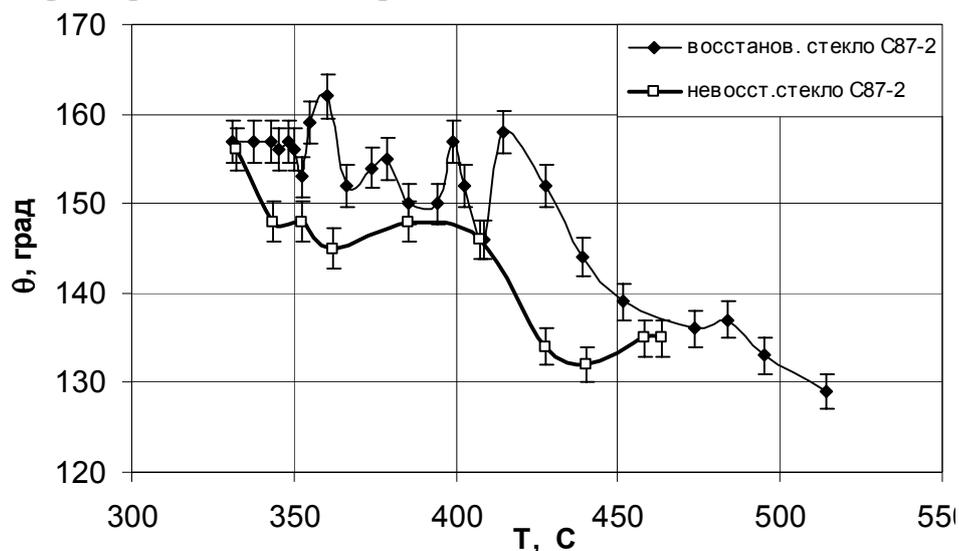


Рис. 1. Температурная зависимость краевого угла смачивания расплавом свинца восстановленного и невосстановленного стекла С87-2 в вакууме

Как видно из графика, наблюдаются резкие скачки изменения краевого угла смачивания при определенных температурах. Если сравнить эти максимумы с температурной зависимостью газовой выделению из МКП, то они, в некоторой степени, согласуются. Возможно, эти всплески связаны с увеличением интенсивности газового потока из образца при нагреве. Очевидно, структурные изменения в поверхностном слое стекол в процессе нагрева влияют на крайовой угол смачивания.

В целом, без учета указанных максимумов кривая зависимости краевого угла смачивания от температуры аппроксимируются уравнением

$$\theta = -0,001T^2 + 1,0599T - 21,04.$$

Аналогичные измерения на невосстановленной подложке подобных всплесков не показали. Но в этом случае кривая краевого угла смачивания проходит ниже, чем для восстановленного стекла. Очевидно, это связано с повторным окислением восстановленного металла на поверхности стекла.

Для выяснения влияние процесса термоводородного восстановления исследовано изменение краевого угла смачивания стекла С87-2 со временем восстановления. Поверхность образца восстанавливали при температуре 460 °С и давлении водорода 1 атм. Изменение значений краевого угла смачивания от времени восстановления представлено на рис. 3.

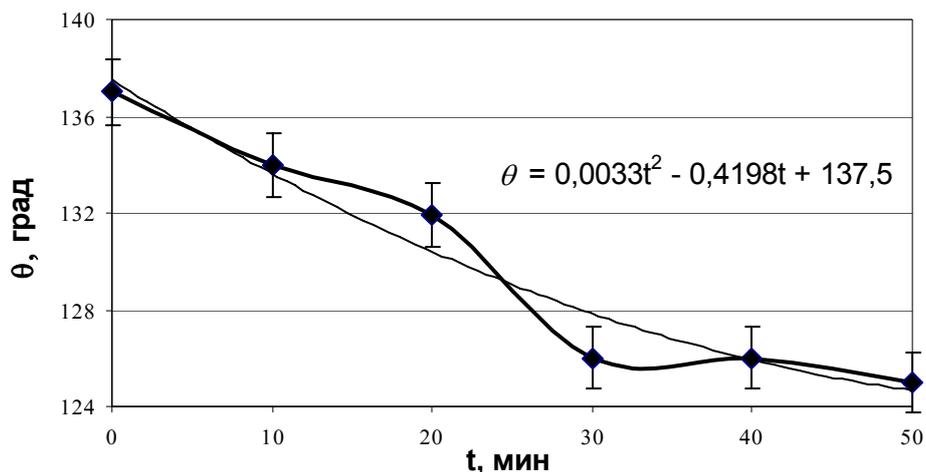


Рис. 3. Изменение краевого угла смачивания свинцом поверхности стекла С87-2 при изотермической выдержке (460 °С) в среде водорода

Как видно из рисунка процесс восстановления оказывает влияние на краевой угол смачивания. Очевидно, обогащение поверхности стекла восстановленным свинцом оказывает влияние на границу раздела фаз и на кинетику краевого угла смачивания. Отжиг стекла в среде водорода приводит к снижению краевого угла смачивания на ~ 12 градусов в течение 30 минут, затем устанавливается равновесный угол ~ 126 градусов. В целом, полученная кривая приближенно аппроксимируется квадратичной зависимостью (см. рис. 3).

На краевой угол смачивания в процессе отжига стекла в водороде, кроме свинца, очевидно, оказывают влияние и другие компоненты стекла, которые также могут испытывать фазовые превращения. Например, рентгеноструктурный анализ показывает, что в стекле в процессе отжига, вырастают также нанокристаллиты кремния.

КАТАЛИТИЧЕСКАЯ СТИМУЛЯЦИЯ РОСТА  
НАНОСТРУКТУР ИЗ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИХ ПОДЛОЖЕКЭ. А. Ильичев, В. Н. Инкин, Д. М. Мигунов, Г. Н. Петрухин,  
Э. А. Полторацкий, Г. С. Рычков, Д. В. Шкодин

ФГУП «НИИ Физических проблем им. Ф.В. Лукина», г. Зеленоград

Впервые представляются результаты экспериментальных исследований углеродных наноструктур (УНС), выращенных (в отличие от традиционных подходов [1]) непосредственно из углеродосодержащих подложек (алмазоподобных углеродных пленок). Предложена физическая модель, объясняющая коническую форму образующихся наноструктур и изучены автоэмиссионные характеристики эмиссионных сред на их основе. Выполнены оценки вероятности возможности реализации УНС указанным способом. В частности, при  $T \sim 550^\circ\text{C}$ , для известных значений энергии активации процесса диффузии атомов углерода в никеле ( $E_{\text{акт.}} \sim 1,55 \text{ eV}$ ) и величинах частотного фактора  $\nu \sim 10^{12} \text{ Hz}$ , с учетом концентрации атомов диффундирующего вещества на границе раздела ( $n_{\text{ат.}} \sim 1,5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ ), а также геометрических размеров исходных капель (латеральный размер  $\sim 0,3 \text{ }\mu\text{m}$ , высота  $\sim 0,1 \text{ }\mu\text{m}$ ) для характерного времени образования зародыша УНС получаем величину  $\sim 30$  минут.

В работе представлены результаты РЭМ и СЗМ исследований геометрии УНС (рис. 1). Исследованы и интерпретированы особенности автоэмиссионных характеристик обсуждаемых УНС, изучены их зависимости от определяющих технологических параметров.

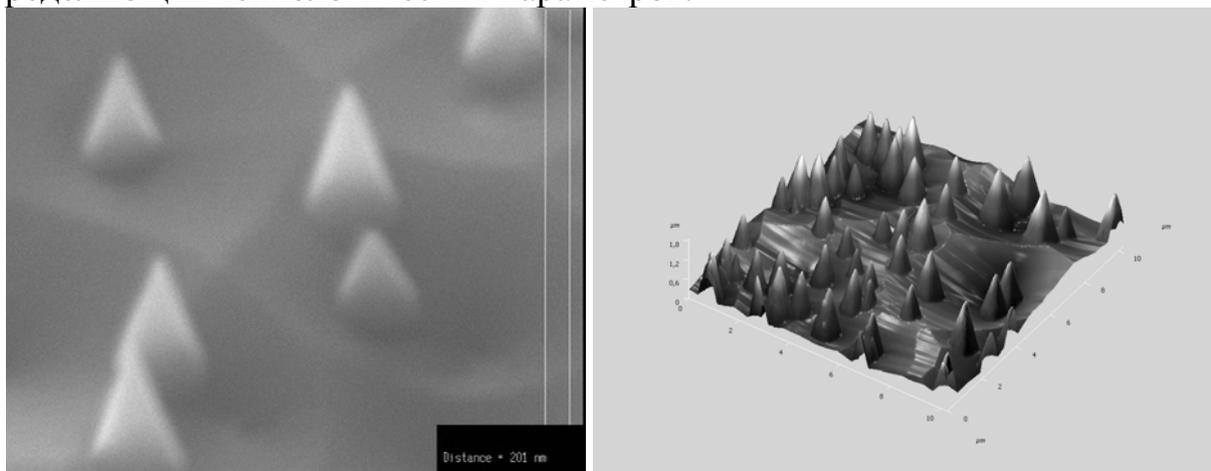


Рис. 1. Типичная картина РЭМ и СЗМ изображения УНС

Типичные значения автоэмиссионных токов составили  $\sim 80 \text{ }\mu\text{A}$  при съеме тока с площади  $\sim 3 \text{ mm}^2$ ; при этом поле вблизи острия составляет величину  $\sim 2 \cdot 10^6 \text{ V/cm}$ . Обработка автоэмиссионных характеристик полу-

ченных УНС в «фаулеровских» координатах дает для диаметра острия значение 2 nm, что соответствует результатам обработки СЗМ измерений (рис.2).

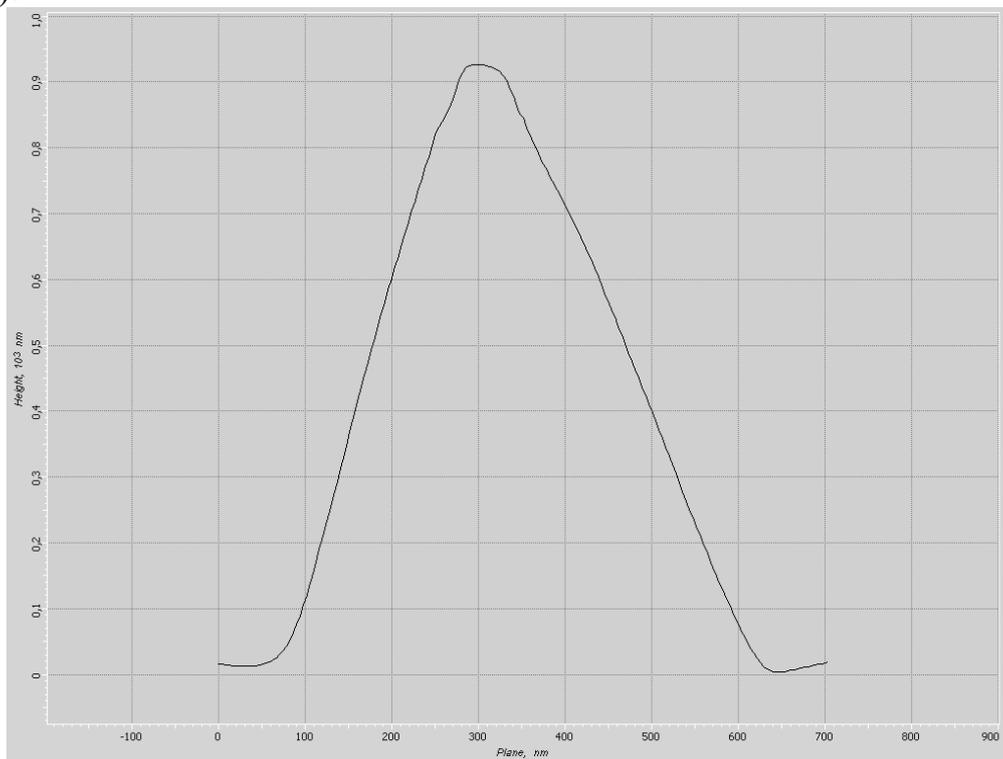


Рис. 2. Геометрический профиль УНС

Уменьшение радиусов при вершинах наноразмерных конусов до 5 nm существенно понизит пороги автоэмиссии, что позволит эффективно использовать эмиссионные среды из рассмотренных наноструктур в широком классе эмиссионных приборов, схем и устройств [2].

#### Литература

1. A.Huczko. Synthesis of aligned carbon nanotubes. // *Appl. Phys. A*, 2002, v. 74, P. 617–638.
2. Bryan p. Ribaya, Joseph Leung, Philip Brown. A study on the mechanical and electrical reliability of individual carbon nanotube field emission cathodes. // *Nanotechnology*, 2008, v. 19, P. 1–8.

СВЕРХВЫСОКОВАКУУМНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ  
ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ  
З. Х. Калажоков, Заур Х. Калажоков, М. А. Дзакуреев, Х. Х. Калажоков

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

В работе излагаются устройство, функциональные возможности и некоторые результаты предварительных измерений проведенные с использованием разработанной экспериментальной установки. Детали установки изготовлены из нержавеющей стали 12Х18Н10Т, все сварочные швы выполнены изнутри, внутренняя поверхность камеры и металлические детали в ней электрополированы. Объем рабочей камеры установки около двух литров, камера и детали в ней обезгаживаются при температуре 200°С. Трехступенчатая безмасленная откачка позволяет получить в рабочей камере вакуум порядка  $10^{-10}$  торр.

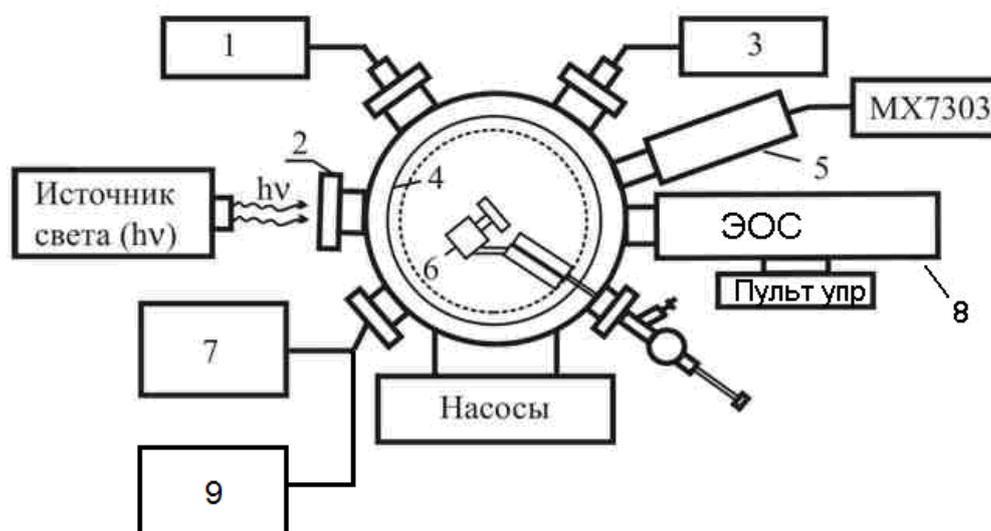


Рис. Блок-схема экспериментальной установки

- 1 – электронная пушка, 2-окно для ввода оптического излучения,  
3 – ионная пушка, 4–четырёхсеточный энергоанализатор,  
5 – масс-спектрометр, 6-нагреватель образца, 7–вакуумметры,  
8 – блок электронного оже-спектрометра (ЭОС),  
9 – блок нагрева и измерения температуры образца и камеры.

Камера снабжена шлюзовым устройством и манипулятором образца, позволяющим без разгерметизации камеры ввести образец в объем камеры и удалить из него, выставлять образец в фокусы устройств для обработки его поверхности потоками частиц, повышать температуру образца по за-

данной программе и измерить его температуру с погрешностью  $\pm 1$  °С. Установка позволяет обработать поверхность материала мощными потоками электронов, ионов, монохроматическим и сплошным световыми пучками в оптическом диапазоне, изучить металлические и полупроводниковые образцы методами термо-, фото- и электронно-стимулированной десорбции, электронной же-спектроскопией спектроскопией характеристических потерь энергии электронов и ультрафиолетовой электронной спектроскопией ( $E \leq 6$  эВ). Она позволяет измерить коэффициенты отражения  $R$ , пропускания  $D$  и поглощения оптического монохроматического излучения тонкими пленками ближней ультрафиолетовой, видимой и инфракрасной областях оптического излучения, измерить работу выхода электрона (РВЭ) методом электронного пучка Андерсона и фотоэлектрическим методом Фаулера, определить коэффициенты вторичной электронной эмиссии  $\sigma$  материалов и упругого отражения электронов  $r$ . В случае диэлектриков часть методик реализуется импульсным методом.

В таблице приводятся результаты измерений РВЭ  $p$ -металлов при одновременном облучении поверхности металла мощным пучком белого света ( $\sim 20$  Вт/см<sup>2</sup>) видимой области спектра при давлении остаточного газа в камере  $p_0 \leq 10^{-8}$  Па. Поверхность образца очищали ионным пучком с последующим ее отжигом световым пучком. РВЭ измеряли методом Фаулера. Поверхность облучали мощным пучком света с целью исключения адсорбции молекул остаточного газа камеры на поверхности металла и эффекта анизотропии РВЭ. При этом металл нагревался и при измерении РВЭ имел температуру  $0,8 \div 0,9$  температуры плавления.

Таблица. Значения РВЭ  $p$ -металлов, измеренные при одновременном облучении поверхности мощным пучком белого света

Металл	Al	Ga	Cd	In	Sn	Tl	Pb	Bi
$\phi$ , эВ [1]	4,25	3,96	4,10	3,80	4,38	3,70	4,00	4,40
$\phi$ , эВ [2]	-	4,31	-	3,96	4,22	3,72	4,11	4,39
$\phi$ , эВ	4,28	4,37	4,10	4,08	4,32	3,71	4,02	4,40

Полученным результатам даются объяснения.

#### Литература

1. Фоменко В.С. Эмиссионные свойства материалов: Справочник. – Киев: Наукова Думка, 1981. – 340 с.
2. Алчагиров Б.Б., Калажиков Х.Х., Хоконов Х.Б. Исследование работы выхода электрона бинарных систем РЬ-In, In-Sn, Sn-Pb // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1982. – №7. – С. 49-55.

КОРРЕЛЯЦИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И  
ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СТЕКЛАХ ДЛЯ МКПО.О. Молоканова<sup>1</sup>, З. В. Шомахов<sup>1</sup>, С.П. Широкова<sup>2</sup>,  
Ю.Л. Пергаменцев<sup>2</sup>, Ю.В. Щапова<sup>2</sup>, Е.Н. Макаров<sup>2</sup>, Ю.А. Борисова<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

В стеклах, используемых в производстве микроканальных пластин (МКП), методами рентгенофазового анализа обнаружено образование и рост наноразмерных кристаллических фаз, размеры и количество которых зависят от термодинамических условий термообработок. Структурные и фазовые изменения в объеме и на поверхности стекол могут оказать влияние на их оптические свойства.

В настоящей работе проведены исследования дисперсионных зависимостей коэффициентов отражения, пропускания и поглощения стекол С87-2, С78-4 и С78-5, используемых при изготовлении МКП. Исследовались образцы в исходном (неотожженном) состоянии, а также отоженные в вакууме и в воздушной атмосфере при температурах 400 и 500 °С.

На рисунке, в качестве примера, приведены дисперсионные зависимости коэффициентов пропускания. Во всех случаях наблюдается существенное отличие спектра стекла С78-4, особенно в области малых длин волн. На этом стекле наблюдается значительное уменьшение коэффициента пропускания в области до 450 нм.

Из исследований оптических свойств стекол для МКП можно считать установленным следующее.

Температурная обработка образцов стекла С87-2 при 400 °С повышает коэффициент зеркального отражения по сравнению с необработанным стеклом. Наибольшее изменение коэффициента отражения наблюдается после отжига на воздухе при 400 °С. Отжиг при 500 °С в меньшей степени влияет на коэффициент отражения. Коэффициент пропускания повышается, и на спектрах выявляются минимумы и максимумы во всем диапазоне длин волн. Для стекла С78-5 отжиг при температуре 400 °С независимо от среды понижает коэффициент отражения, а отжиг при температуре 500 °С – повышает. Влияние отжига на коэффициент пропускания незначительно. Для стекла марки С78-4 отжиг в вакууме повышает коэффициент отражения по сравнению с неотожженным стеклом. При температуре отжига 400 °С коэффициент отражения повышается, а при 500 °С – снижается. Отжиг при различных условиях приводит к практически одинаковому увеличению коэффициентов пропускания, которое более заметно в области малых длин волн.

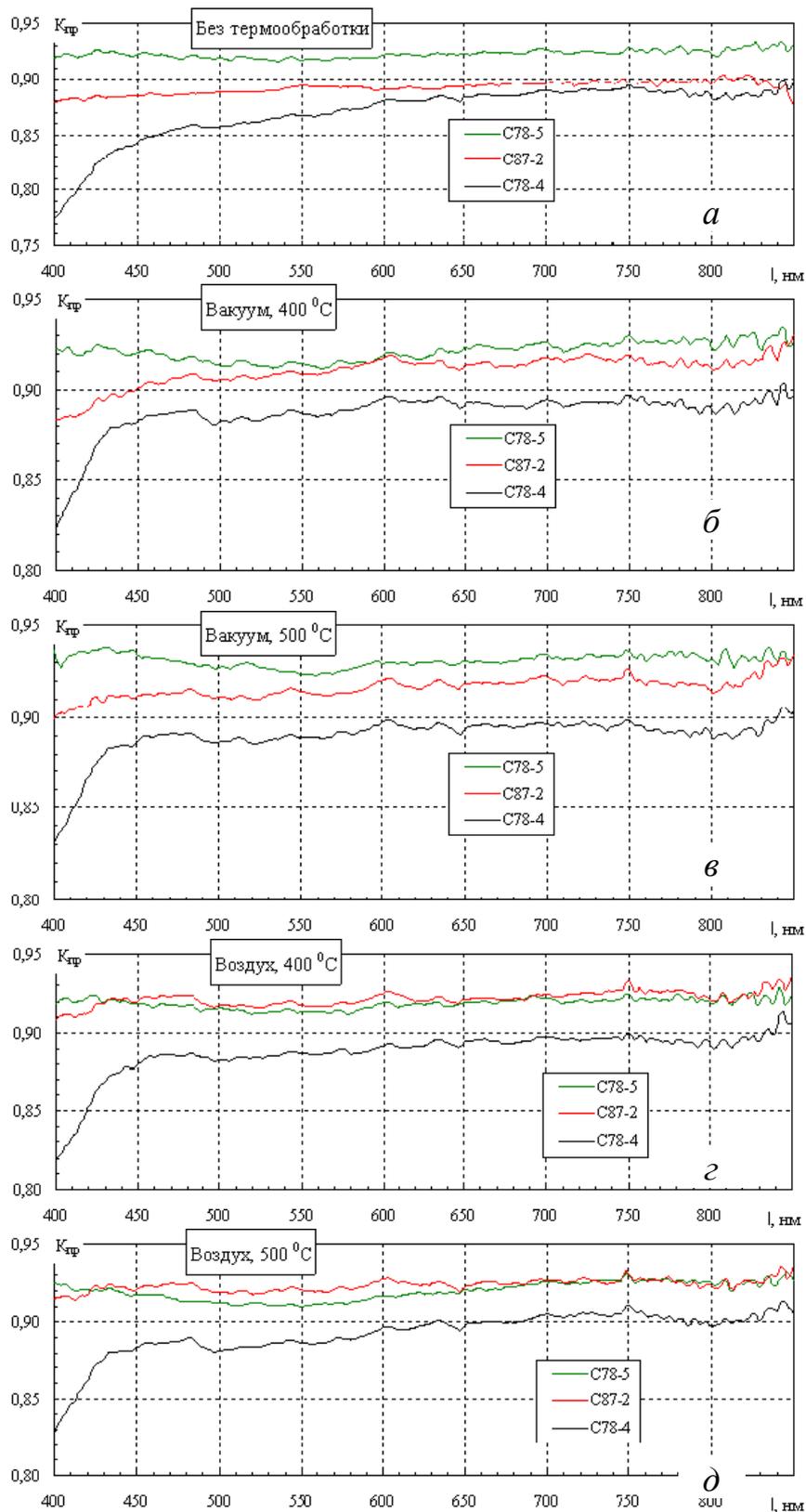


Рис. Дисперсионные зависимости коэффициентов пропускания образцов различных стекол: *а* – образцы без обработки, *б* – отжиг в вакууме при 400 °С, *в* – отжиг в вакууме при 500 °С, *г* – отжиг на воздухе 400 °С, *д* – отжиг на воздухе 500 °С

Из сравнения экспериментальных данных по определению кристаллических фаз стекол для МКП и их оптических свойств было установлено, что для боратно-бариевого стекла С78-5, отожженного в вакууме при 500 °С наблюдается максимальное содержание кристаллических фаз. Для этого же случая зафиксировано наибольшее значение коэффициента зеркального отражения. Вероятно, этот эффект обусловлен в основном изменением поверхностного слоя, не превышающего по толщине  $1/4$  длины волны.

Для стекла С87-2, отожженного при тех же условиях, напротив, наблюдается минимальное содержание кристаллофаз, а оптические исследования показывают, что имеет место повышение коэффициентов отражения и пропускания во всем изученном диапазоне длин волн. То есть отжиг этого стекла в вакууме уменьшает поглощение, что вероятно, связано с изменениями, происходящими в объеме стекла, при таком отжиге.

## ЭЛЛИПСОМЕТРИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ МИКРО- И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

М. Ф. Панов

Санкт-Петербургский электротехнический университет “ЛЭТИ”,  
Санкт-Петербург

Технология микро- и наноструктур нуждается в оперативных и неразрушающих методах определения параметров тонких пленок. Универсальным методом прямого и косвенного контроля параметров тонкослойных структур является **отражательная эллипсометрия**, позволяющая определить • толщины и показатели преломления слоев, оценивать • пористость слоев, • шероховатость поверхности, • параметры переходного слоя. В настоящей работе демонстрируются применения эллипсометрии, позволившие получить важнейшие результаты для отработки технологических процессов получения микро- и нанослоев.

**1. Ультратонкие пленки (0,5...100 нм) Ленгмюра-Блоджетт жесткоцепного полиимида.** Установлено, что в процессе термической имидизации (нагревании до температуры

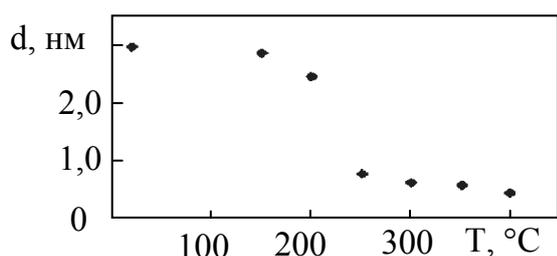


Рис. 1. Зависимость средней толщины монослоя от температуры имидизации

250 °С) средняя толщина одного монослоя преполимера уменьшается от 2,9 до 0,7 нм (рис.1). Дальнейшее нагревание уменьшает толщину монослоя до 0,44 нм, что соответствует диаметру полимерной цепи полиимида. На основании этой зависимости сделан вывод об образовании жесткоцепного полимера [1].

**2. Система “карбид кремния – двуокись кремния”.** Определены типы граней карбида кремния с помощью исследований толщины окисного слоя. Соотношение толщин окисла на “С” и “Si”-гранях SiC принимает значения 3–6. Соотношение же толщин переходных слоев между пленкой двуокиси кремния и SiC обратное: 62–75 Å на “С”-границы и 135–143 Å – на “Si”. Показана возможность определения типа грани с помощью эллипсометрического исследования поверхностей карбида кремния, с которых окисел удален травлением и на которых остались лишь переходные слои [2]. В связи с заметно большим размытием границы раздела на «Si»-границы, по сравнению с гранью «С», естественно было предположить, что в результате обработки кристаллов плавиковой кислотой, травителем, избирательным по отношению к SiO<sub>2</sub>, на поверхности граней должны оставаться одни лишь «переходные слои», характеризующиеся плавно меняющимся показателем преломления и по параметрам которых также можно судить о

полярности грани. Осуществление экспериментов по снятию окисной пленки и выполняемому непосредственно после этого эллипсометрическому исследованию поверхности в рамках модели «слой на подложке» подтвердило сделанное предположение.

Измеренные на травленых поверхностях эллипсометрические углы, а также определенные в рамках однослойной модели толщины слоев коррелируют с типом грани кристалла. Корреляция выражается в том, что величина  $d$  слоя имеет большее значение теперь уже, наоборот, на «Si»-грани, что соответствует меньшим значениям углов  $\Psi$  и  $\Delta$ .

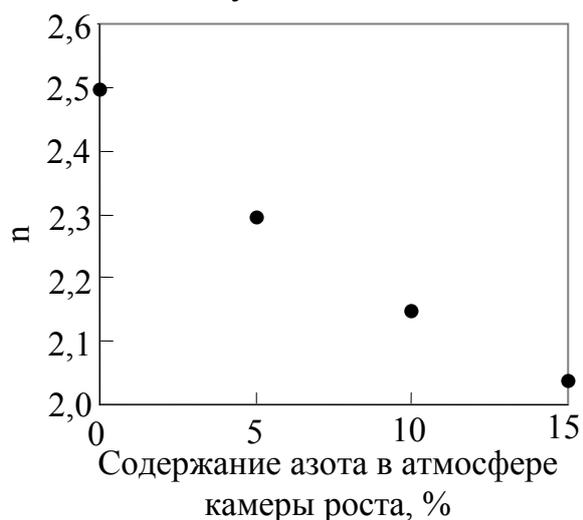


Рис.2. Показатель преломления SiC-AlN

**3. Твердые растворы SiC–AlN.** При выращивании на сапфире слоев с использованием кремниевой и алюминиевой мишеней варьировалось процентное содержание азота в аргоново-метановой смеси. Эллипсометрическое исследование показателей преломления полученных слоев показало, что слои, выращенные в присутствии азота, соответствуют промежуточным составам SiC–AlN (рис.2) [2].

**4. Пленки PbSe после окисления.** Выращенные в условиях одного технологического цикла пленки

**PbSe** для датчиков ИК-излучения, подвергались активации путем выдерживания на воздухе при  $T=623$  °С. Степень окисления контролировалась путем эллипсометрического измерения показателя преломления пленок [3].

**5. Слои диоксида олова.** Эллипсометрическое исследование слоев позволило установить корреляцию между показателем преломления и пористостью пленок, а также с непосредственно зависящей от пористости материала пленки ее газочувствительностью (таб.1) [4].

**6. Пленки Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>** для использования в микроэлектронике, интегральной оптике и медицине (как длительное время сохраняющие инжектированный заряд). При осаждении этим методом наноразмерных пленок существенное влияние на их свойства оказывает переходной слой на границе раздела пленка–подложка. Выявленное различие электретных свойств пленок, синтезированных на разных металлах, может быть связано с переходным слоем. Методом эллипсометрии в рамках разных моделей структуры определены толщина слоя и наличие переходного слоя (таб.2) [5].

Таблица 1. Характеристика газочувствительности пленок диоксида олова

Содержание и химический состав легирующей добавки к исходной шихте	Чувствительность к толуолу, %	Показатель преломления слоя
Нелегированный SnO <sub>2</sub>	56	1,97
Нелегированный SnO <sub>2</sub>	50	2,11
SnTe <I> – 5,7 молярных %	78	1,66
SnTe <I> – 22,4 молярных %	59	1,85
SnTe <I> – 26,6 молярных %	51	1,91
SnTe <I> – 14,1 молярных %	68	1,75
SnTe <I> – 26,6 молярных %	65	1,74
I – 5 атомарных %	70	1,85

7. Наноразмерные **боросиликатные пленки**, применяемые как источники диффузии в планарной технологии микроэлектроники. Установлены прямая зависимость между толщиной формируемой пленки и возрастом золя, а также контроль технологии процесса получения пленок на разных его стадиях [6].

Таблица 2. Толщина слоя Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> на поверхности металлов и толщина переходного слоя

Металл	Однослойная модель		Двухслойная модель				Градиентная модель, n	
			Переход. слой		Слой Ta <sub>2</sub> O <sub>5</sub>			
	n	d, нм	n	d <sub>1</sub> , нм	n	d <sub>2</sub> , нм	x = 0	x = d
Ta	2,5	24,4	1,6	4,3	2,6	19,6	1,2	2,3
Ti	2,2	23,3	1,3	5,8	2,4	17,2	1,6	2,8

1. В.В. Лучинин, С.И. Голоудина, В.М. Пасюта, М.Ф. Панов и др. Письма в ЖТФ, 2005, т. 31, № 8, с. 57–61.
2. В.В. Лучинин, М.Ф. Панов. // Микроэлектроника, 2002, т. 31, № 2, с. 129-134.
3. В.В. Томаев, М.Ф. Панов. // Физика и химия стекла, 2006, т. 32, № 3, с. 511–515.
4. Д.Ц. Димитров, В.В. Лучинин, В.А. Мошников, М.Ф.Панов. // ЖТФ, 1999, т. 69, № 4, с. 129–130.
5. А.Е. Комлев, М.Ф. Панов, В.И. Шаповалов. Материалы III Всероссийской конференции «Физико-химические процессы в конденсированном состоянии и на межфазных границах» («ФАГРАН–2006»), Воронеж, том 1, 2006, с. 346–349.
6. И.В. Смирнова, О.А. Шилова, В.А. Мошников, М.Ф. Панов и др. // Физика и химия стекла, 2006, т. 32, № 4, с.632-646.

УДК 021.382.

ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ  
ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖЕК  
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИОННЫХ ПУЧКОВ И ФОТОННЫХ  
ПОТОКОВ НА СТРУКТУРЫ «ПЛЕНКА-ПОДЛОЖКА»

А.Г. Шауцуков<sup>1</sup>, Г.Д. Кузнецов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

<sup>2</sup>Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

С использованием моделирования профилей распределения бомбардирующих ионов и атомов пленки, установлено, что в процессе воздействия пучков ионов с энергиями  $(n \cdot 10)$  КэВ на структуры «пленка (толщиной  $(0,1-2)R_p$ ) – подложка» в приповерхностных слоях подложки одновременно образуются наноразмерные  $(n \cdot 10)^0 \text{ \AA}$  легированный атомами пленки и микроразмерный  $(n \cdot 500)^0 \text{ \AA}$  легированный бомбардирующими ионами слои. При этом с увеличением толщины пленки толщины легированных атомами пленки и бомбардирующими ионами слоев незначительно уменьшаются. Также установлено, что число атомов пленки, внедряемых в подложку, (в расчете на один бомбардирующий ион) с ростом массы бомбардирующих ионов увеличивается и составляет для ионов (Ar, P) несколько единиц, для ионов бора оно на порядок меньше. Технология формирования микро- и наноразмерных легированных слоев в полупроводниковых подложках путем воздействия ионных пучков на структуры «пленка-подложка» подразумевает проведение быстрого отжига радиационных дефектов и активации предварительно внедренной примеси. Известно, что максимальная активация внедренной примеси и максимальный отжиг радиационных дефектов наблюдается при фотонном отжиге обеспечивающий нагрев кремниевых пластин до температуры равной  $1100^\circ\text{C}$ . С использованием моделирования зависимости температуры пластин кремния от времени воздействия на них излучения галогенных ламп установлено, что для плотностей падающего потока мощности (50, 60, 70) Вт/см<sup>2</sup> стационарная температура пластин равна (900, 1000, 1100)<sup>0</sup>С соответственно. При этом время выхода на стационарную температуру равно (4, 3, 2) секундам.

С использованием моделирования коэффициента радиационно ускоренной диффузии предварительно внедренной примеси учитывающие неравномерное распределение радиационных дефектов и их аннигиляцию со временем установлена степень перераспределения предварительно внедренной в кремний примеси в процессе фотонного отжига.

УДК 544.344.015.3

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО РАЗРАБОТКЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ  
НОВЫХ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ КРАСОК НА ОСНОВЕ  
ПОРОШКОВ-ПИГМЕНТОВ ОКСИДНЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ БРОНЗ

Шурдумов Б.К., Шурдумов М.Б., Шурдумов А.Б.

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

В «Проблемной научно-исследовательской лаборатории физической химии ионных расплавов и физико-химических основ синтеза соединений молибдена и вольфрама в конденсированных средах» Кабардино-Балкарского государственного университета проводятся систематические НИР по фундаментальной научной проблеме «Теоретические и экспериментальные исследования по разработке физико-химических основ технологии получения высокочистых и высокодисперсных порошков неорганических соединений молибдена и вольфрама с уникальными физическими и химическими свойствами в растворах, ионных расплавах и в твердой фазе».

Выбор тематики исследований по указанной проблеме обусловлен наличием на территории Кабардино-Балкарской республики богатых месторождений молибденовых и вольфрамовых руд, на базе которых в г. Нальчике работает Гидрометаллургический завод, вырабатывающий оксиды молибдена и вольфрама (VI), являющиеся основным сырьем для синтеза порошков неорганических соединений молибдена и вольфрама.

В рамках указанной проблемы сотрудниками лаборатории проводятся исследования по разработке физико-химических основ микро- и нанодисперсной технологии синтеза высокодисперсных порошков оксидных вольфрамовых бронз –  $Li_x(Na_x; K_x)WO_3$  обладающих, в зависимости от состава, **металлическими, полупроводниковыми, электродными, каталитическими и пигментными свойствами**, а так же устойчивые к воздействию кислот и щелочей.

Термин «бронза» принят условно, благодаря их металлическому блеску и красивой окраске. Так, в оксидных натрий-вольфрамовых бронзах значениям  $x$  0,93; 0,90; 0,82; 0,65; 0,46; 0,41; 0,35 и 0,32 отвечают золотисто-желтая, желтая, орнажевая, красная, красно-фиолетовая, фиолетовая, сине-фиолетовая и темно-синяя цвета, соответственно. Так как состав оксидных вольфрамовых бронз в пределах  $0 < x < 1$  можно изменять непрерывно изменением концентрации исходных компонентов при их синтезе, то, практически, можно получать бронзу, имеющую любой требуемый цвет.

Результаты некоторых наших исследований опубликованы и защищены авторскими свидетельствами и патентами [1–6]. В настоящее время сотрудники лаборатории работают над разработкой технологии получения порошков оксидных вольфрамовых бронз с наноразмерами частиц и получены первые положительные результаты –  $1 \cdot 10^2 - 5 \cdot 10^2$  нм.

Очевидно, следует ожидать, что оксидные вольфрамовые бронзы с наноразмерами частиц будут обладать неизвестными до сих пор свойствами и найдут применение в различных областях науки и технике, например, в медицине, биологии и наноэлектронике. Уникальные физические и химические свойства оксидных вольфрамовых бронз, а так же возможность их получения в виде высокодисперсных порошков с микро- и наноразмерами частиц дают все основания сделать заключение, что их можно использовать в качестве дневных флуоресцентных пигментов для производства высококачественных типографических и офсетных красок.

Пигменты на основе оксидных вольфрамовых бронз по своим физико-химическим свойствам выгодно отличаются от известных неорганических пигментов – мумия, умбра, сурик железный, сурик свинцовый, кроны стронциевый и свинцовый, кобальт синий, оксид хрома и др.

В связи с этим, естественно ожидать, что краски, изготовленные на основе пигментов – оксидных вольфрамовых бронз по своим физическим и химическим характеристикам будут превосходить известные.

**Использование таких «вольфрамовых» красок при изготовлении банковских билетов и других ценных бумаг и документов, на наш взгляд, надежно будет защищать их от подделки, что связано с необходимостью знания значения  $x$  для данного состава пигмента с особыми физическими свойствами, технологии его получения и возможный набор красок любых цветов.**

Кроме того, на основе физических свойств оксидных вольфрамовых бронз-пигментов, очевидно, можно создать такие приборы, которые надежно будут отличать настоящие банкноты от фальшивых.

#### Библиографический список

1. Шурдумов Б.К. Физико-химические основы оптимизации синтеза порошков оксидных вольфрамовых бронз в ионных расплавах // Автореферат дисс. д.х.н. Нальчик. 2003. 277 с.
2. А.С. № 1244206 (СССР). Расплав для получения оксидных вольфрамовых бронз // Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Кучукова М.А. Б.И., 1986. № 26
3. А.С. № 1413998. (СССР) Электролит для получения оксидных литий-вольфрамовых бронз. Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Кучукрва М.А.
4. Патент № 213845 (РФ), С 01 G 41/00 Расплав для получения порошков оксидных вольфрамовых бронз // Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Кучукова М.А. – Заявл. 27.05.97.; опубл. 27.09.99, Бюл. № 27.
5. Патент №2312068 (РФ), С 01 G 41/00. Расплав для получения порошков оксидных вольфрамовых бронз / Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Шурдумов А.Б. – Заявл. 24.10.2005, опубл. 10.12.2007, Бюл. № 34.
6. Шурдумов А.Б. Дисс. к.х.н. Нальчик. 2009. 129 с.

## **Физико-химические свойства материалов в современной микро- и нанoeлектронике**

УДК 621.38

### **КИНЕТИКА ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ В РАСПЛАВЕ КРЕМНИЯ**

**С. П. Авдеев, О. А. Агеев, Е.Ю. Гусев**

Технологический институт Южного Федерального университета  
в г. Таганроге, Таганрог

Ранние работы [1] показали перспективность травления подложки SiC в жидкой фазе (ЖФ) слоя Si при электронно-лучевом воздействии для формирования близкой к атомарной гладкости поверхности подложек SiC, удовлетворяющей требованиям микро- и наноиндустрии. В соответствии с зависимостью растворимости SiC в Si для активации процесса растворения необходимо чтобы температура на границе раздела Si/SiC составляла более 1687 К. Длительность воздействия ЖФ на поверхность подложки определяет кинетику растворения. Кинетическая модель процесса растворения SiC в ЖФ Si разработана для исследования процесса формирования близкой к атомарной гладкости поверхности подложки SiC при электронно-лучевой обработке (ЭЛО) структур Si/SiC.

За основу разработанной модели выбрана адекватная экспериментам кинетика растворения поликристаллического SiC в ЖФ Si, предложенная в [2] для оптимизации процесса получения SiC спеканием. Введение коэффициента грани  $K$  позволило сделать обобщение на случай монокристаллического SiC. Значения  $K$  определялись в соответствии с данными работ [3] по свободной энергии и межфазному натяжению {0001} граней в системе ЖФ Si – подложка SiC. Толщина диффузионного слоя определялась из гидродинамического расчета в условиях ламинарного потока в ЖФ Si при ЭЛО на основе [4]. Разработанная ранее [5] численная квазистационарная модель распределения температуры в структуре Si/SiC при ЭЛО с учетом нелинейности теплофизических свойств материалов позволила учесть температурную зависимость параметров кинетической модели. Введение фактора шероховатости поверхности подложки  $F$  на основе данных АСМ исследований позволило повысить точность кинетической модели, т.е. соответствия расчетных данных и экспериментальных результатов.

Согласно разработанной модели слой SiC толщиной  $h_2$  может быть растворен в ЖФ Si толщиной  $h_1$  при температуре  $T$  за время  $t$ , при этом кинетика процесса растворения описывается следующей зависимостью:

$$h_2(h_1, T, t) = h_1 K_2 \frac{\rho_1}{\rho_2} C_2(T) \left( 1 - \exp\left(-\frac{F_2 D(T)}{\delta h_1} t\right) \right)$$

где  $\rho$  – плотность;  $C(T)$  и  $D(T)$  – растворимость SiC (выраженная в массовой доле) и коэффициент диффузии C в ЖФ Si; индексы 1 – жидкая фаза Si, 2 – подложка SiC.

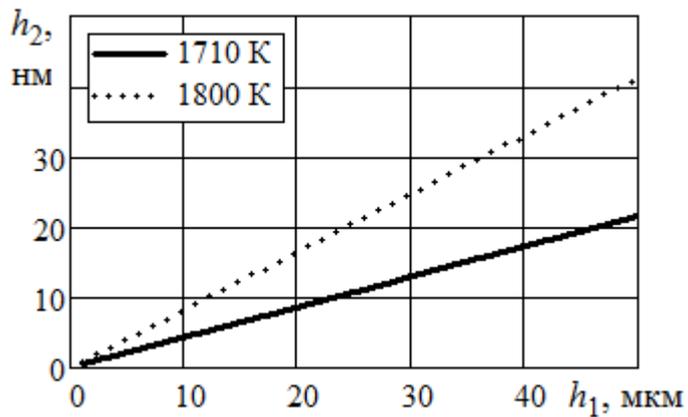


Рис. 1

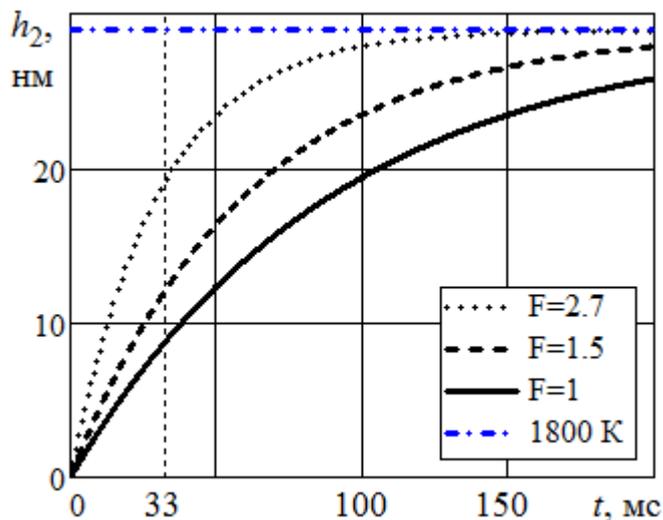


Рис. 2

На рис. 1 и рис. 2 представлены зависимости предельной толщины слоя SiC, растворимого в ЖФ Si, для двух значений  $T$ , а также кинетические зависимости растворения при  $T=1800$  К для нескольких значений параметра шероховатости  $F$  поверхности подложки SiC, соответственно.

Анализ кинетики растворения показывает, что изменением толщины ЖФ можно управлять остаточной шероховатостью поверхности подложки. Толщина ЖФ определяет предел толщины растворимого слоя подложки при фиксированной температуре (рис. 1). Последняя также пропорциональна температуре ЖФ.

Скорость насыщения растворения пропорциональна шероховатости поверхности  $F$  (рис. 2), при этом значение толщины слоя SiC перешедшего

в ЖФ стремится к предельному значению при выбранной температуре (на рис. 2 отмечено штрихпунктирной линией для  $T=1800$  К). Анализ показывает, что в первоначальный момент скорость растворения имеет значительную зависимость от шероховатости поверхности подложки, когда  $F \gg 1$ , которая ослабевает по мере приближения к  $F=1$ , т.е. при формировании близкой к атомарно-гладкой морфологии поверхности подложки.

Время насыщения, при котором в ЖФ переходит 95% предельной толщины растворения слоя SiC, можно оценить как:  $3h_1\delta/(F_2D(T))$ .

Теоретический расчет показывает, что в случае взаимодействия ЖФ Si с поверхностью (000 $\bar{1}$ ) подложки SiC в течение 33 мс при средней температуре на границе раздела 1800 К (рис. 2) в ЖФ перейдет слой SiC толщиной порядка 15 нм.

По экспериментальным данным ЭЛО структуры Si/SiC при соответствующих теоретическим расчетам режимах рельефность (приведенное

значение  $h_2$ ) поверхности снижается с  $16,63 \pm 1,38$  нм до  $1,19 \pm 0,19$  нм (рис. 3). Последние значения совпадают с расчетными.

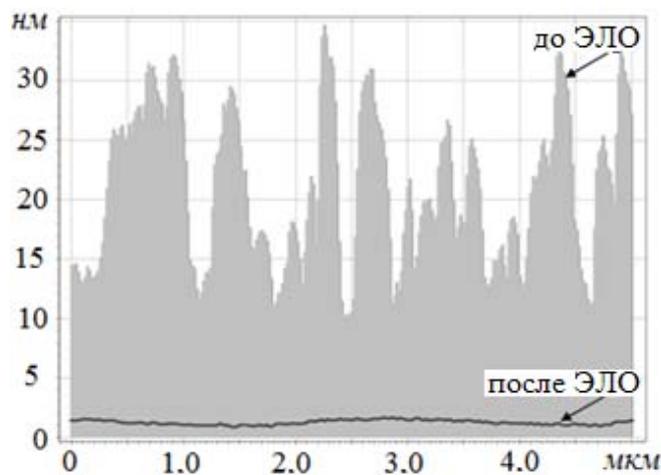


Рис. 3

Необходимо отметить, что морфология поверхности (000 $\bar{1}$ ) грани подложек в результате электронно-лучевой обработки стала однородной, рельефность исходной поверхности порядка десятков микрометров снизилась до десятых. При этом протяженность террас составила 500 нм, а высота ступеней 0,5–1,0 нм, что соответствует 2–4 двойным слоям Si-C в 6H-SiC.

Разработана кинетическая модель растворения требуемой толщины подложки SiC в жидкой фазе Si при ЭЛО. Учтен фактор шероховатости поверхности, а также влияние полярности {0001} граней. Проведена оценка времени насыщения ЖФ углеродом. Результаты теоретических расчетов по разработанной модели в высокой степени коррелируют с экспериментальными результатами ЭЛО структур Si/SiC, что подтверждает адекватность кинетической модели растворения.

1. Surface preparation of 6H-SiC substrates by electron beam annealing / O.A. Ageev, S.P. Avdeev, A.M. Svetlichnyi [et al.] // Proc. V European conference on SiC and related materials: ECSCRM-2004 (Bologna, Italy, aug. 31 – sept. 4, 2004). Mater. Sci. Forum. 2005. Vol. 483–485. P. 725–728.
2. Eremenko V.N., Gnesin G.G., Churakov M.M. Dissolution of polycrystalline silicon carbide in liquid silicon // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 1972. Vol. 11. № 6. P. 471–474.
3. Syväjärvi M., Yakimova R., Janzén E. Interfacial properties in liquid phase growth of SiC // J. Electrochem. Soc. 1999. Vol. 146. № 4. P. 1565–1569.
4. Дудко Г.В., Кравченко А.А., Чередниченко Д.И. Формирование предельно гладких поверхностей оптических стекол // Физика и химия стекла. 1987. Т. 13. № 5. С. 740–746.
5. Моделирование процесса обработки карбида кремния электронным лучом / С.П. Авдеев, О.А. Агеев, Е.Ю. Гусев [и др.] // Карбид кремния и родственные материалы: сборник материалов 6-го международного семинара (ISSCRM – 2009) / состав. В.Е. Удальцов. Великий Новгород: НовГУ им. Ярослава Мудрого, 2009. С. 142–146.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ОПТИЧЕСКИХ  
СВОЙСТВ ФОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ  
SnO<sub>2</sub>, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕМПЛАТНЫМИ МЕТОДАМИ

Н. И. Каргин, Е. А. Бондаренко, С. А. Бондаренко, А. С. Гусев

ФГУП Научно-исследовательский физико-химический институт  
им. Л.Я. Карпова, Москва

Материалы на основе диоксида олова обладают уникальным набором физико-химических свойств, которые позволяют их использовать в качестве активных слоев газовых сенсоров, прозрачных электропроводящих покрытий, люминесцирующих слоев для плоскостных низковольтных экранов и др. Используемые в настоящее время технологии не позволяют существенно повысить качество таких структур. Поэтому актуальным является исследование в области наноматериалов на основе SnO<sub>2</sub> с недостижимыми на микроуровне функциональными возможностями.

В качестве таких наноматериалов весьма перспективными являются фотонные кристаллы (ФК) на основе SnO<sub>2</sub>. Инвертированные ФК представляют собой каркас из функционального материала, повторяющего структуру опала (ГЦК-решетка). Такую структуру можно представлять в виде сетки, соединенных между собой сферических пустот. Уникальность инвертированных ФК связана с возможностью создания на их основе материалов с высокой удельной поверхностью, а также наличием фотонной запрещенной зоны – энергетическим диапазоном, в котором запрещено распространение квантов излучения. Целью настоящей работы явилось получение и исследование физико-химических свойств инвертированных ФК на основе SnO<sub>2</sub>.

Инвертированные ФК на основе SnO<sub>2</sub> были получены темплатными методами. В качестве темплата использовали пленки упорядоченных в ГЦК структуру монодисперсных микросфер полистирола. Исходный темплат заполняли раствором дихлорида олова, высушивали и проводили отжиг в атмосфере воздуха при различных температурах.

Как показали результаты РФА формирование диоксида олова (рутил) начинается при температуре 400 °С. При этом структурное совершенство получаемого диоксида олова улучшается по мере увеличения температуры отжига. Средний размер кристаллитов, рассчитанный по формуле Дебая-Шеррера составил ~15 нм.

Результаты исследования структуры на электронном микроскопе показали, что полученные пленочные образцы ФК состоят из отдельных островков, средний размер которых может достигать 1000 мкм<sup>2</sup>. Островки образованы фазой диоксида олова с сетью сферических пустот внутри, упорядоченных в ГЦК структуру рис. 1. Внутренний объем пленки также

состоит из периодически чередующихся упакованных сферических пустот (рис. 1, справа). Оценка проведенная нами показывает, что площадь удельной поверхности в таких структурах может достигать  $50 \text{ м}^2/\text{г}$ .

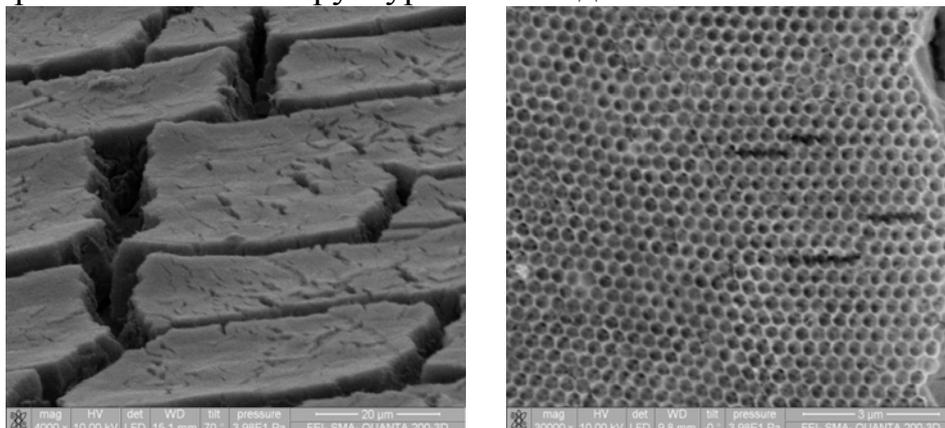


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение островковой (слева) и опалоподобной (справа) структуры ФК на основе  $\text{SnO}_2$

Спектральные оптические измерения указывают на наличие провала в пропускании, связанном с существованием у синтезированных образцов фотонной стоп-зоны рис.2. Положение стоп-зоны существенно зависит от периода решетки, а, следовательно, размеров микросфер полистирола, составляющих исходные темплаты. Глубина провала в пропускании составила 50 %. Относительная полуширина стоп-зоны для всех образцов существенно не меняется и составляет 0,13, что по порядку величины соответствует ФК с оптическим контрастом 1,9.

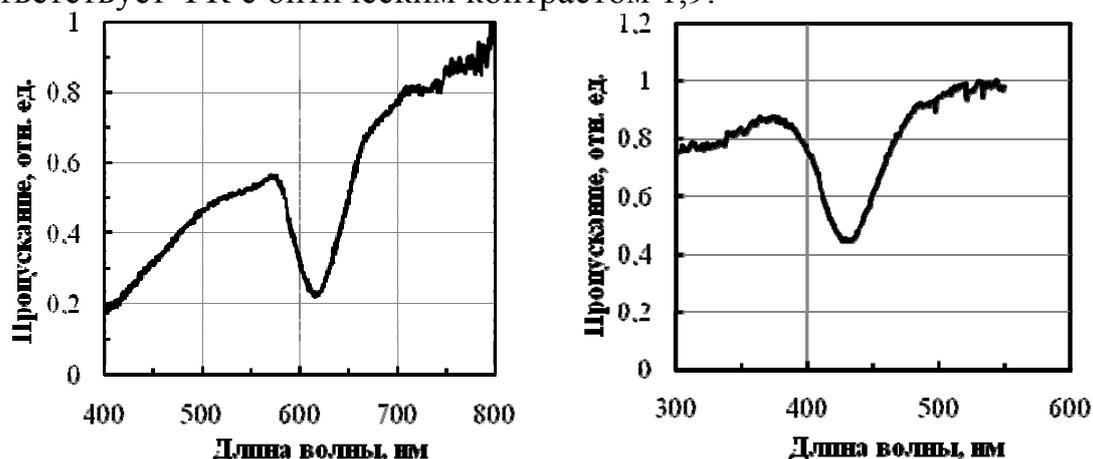


Рис. 2. Спектры пропускания фотонно-кристаллических структур на основе  $\text{SnO}_2$  (слева – полученных на основе микросфер размером 400 нм, справа – 300 нм)

Таким образом, в работе были получены фотонные кристаллы на основе  $\text{SnO}_2$ , обладающие рядом уникальных функциональных характеристик: высокой площадью удельной поверхности и наличием фотонной стоп-зоны в видимой области спектра.

УДК 537.9, 539.23, 539.198

СИНТЕЗ ТОНКИХ ПЛЕНОК КАРБИДА КРЕМНИЯ  
МЕТОДОМ ВАКУУМНОГО ЛАЗЕРНОГО  
ИСПАРЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

Н. И. Каргин<sup>1</sup>, А. С. Гусев<sup>2</sup>, С. М. Рындя<sup>2</sup>,  
Е. А. Бондаренко<sup>2</sup>, Б. А. Билалов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет  
"МИФИ", Москва

<sup>2</sup>ФГУП «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», Москва

<sup>3</sup>Дагестанский государственный технический университет, Махачкала

Тонкие пленки карбида кремния, благодаря уникальным свойствам последнего: большой ширине запрещенной зоны, высокому критическому полю лавинного пробоя, высокой теплопроводности, химической и радиационной стойкости – могут применяться в различных областях современной электроники.

Одним из наиболее перспективных методов получения тонких пленок широкозонных материалов является метод вакуумного лазерного испарения. Целью данной работы являлось изучение физико-технологических особенностей синтеза тонких пленок карбида кремния методом вакуумной лазерной абляции и, в частности, анализ влияния температуры подложки на структурные свойства и морфологию поверхности экспериментальных образцов.

Нанесение тонких пленок осуществлялось при помощи экспериментального технологического комплекса импульсного лазерного испарения, созданного на базе АYG:Nd<sup>3+</sup> лазера типа LS-2138 и вакуумной камеры установки «Varicoat-430». Вакуумная система установки, оснащенная турбомолекулярным насосом, позволяет проводить процесс нанесения при остаточном давлении  $10^{-4} \div 10^{-5}$  Па. В работе для лазерной абляции применялись порошковые мишени SiC. Для распыления материала мишени использовалось сфокусированное излучение АYG:Nd-лазера ( $\lambda = 532$  нм), работающего в режиме модуляции добротности. Энергия накачки  $18 \div 20$  Дж, длительность лазерного импульса 15 нс, частота повторения 50 Гц.

В качестве материала подложки использовалась пластины монокристаллического кремния КЭФ-4,5 (100). Синтез тонких пленок SiC был проведен при температурах подложки: 100, 300, 500, 700 и 1000 °С.

Морфология поверхности экспериментальных образцов изучалась при помощи атомно-силового микроскопа Ntegra Thermo.

Характерной особенностью морфологии поверхности пленок на микроуровне является наличие квазисферических частиц, так называемых

«микрокапель», диаметр которых в большинстве случаев колеблется от 100 до 700 нм, а высота изменяется от 50 до 350 нм.

В качестве возможных источников образования микрокапель рассматривают всплески расплавленного слоя поверхности мишени при его закипании и разбрызгивание жидкой фазы под действием ударных волн прерывада давления.

Содержание микрокапель в образце увеличивается с ростом температуры подложки. В рассатриваемом температурном диапазоне поверхностная концентрация частиц возрастает от  $5 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$  ( $t_{\text{подл}} = 100^\circ\text{C}$ ) до  $1,1 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$  ( $t_{\text{подл}} = 1000^\circ\text{C}$ ).

Некоторые изменения в морфологии поверхности тонких пленок при повышении температуры их синтеза наблюдаются и на наноуровне. Поверхность образцов, полученных при температурах подложки  $100 \div 700^\circ\text{C}$  (рис. 1а), является гладкой (среднеарифметическая шероховатость  $R_a$  равняется 0,3 нм, среднеквадратическая шероховатость  $S_q = 0,5 \text{ нм}$ ).

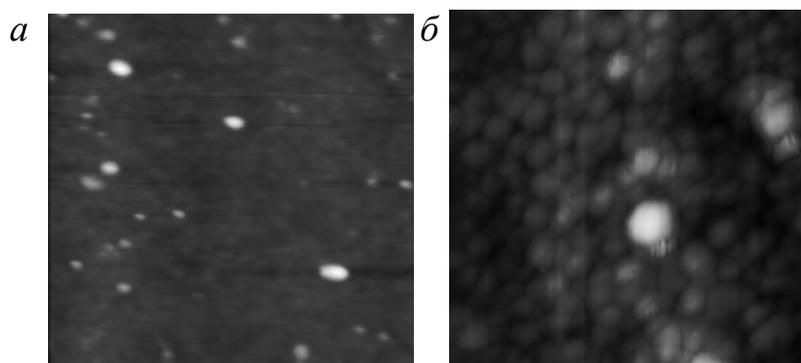


Рис. 1. АСМ-изображения поверхности тонких пленок SiC:  
*а* – пленки, полученной при температуре подложки  $100^\circ\text{C}$ ;  
*б* – при температуре подложки  $1000^\circ\text{C}$  (размер изображения  $1 \times 1 \text{ мкм}$ )

Ситуация несколько меняется при достижении температуры подложки  $1000^\circ\text{C}$ . На рисунке 1 б представлено изображение поверхности такой пленки. Здесь на поверхности наблюдаются кристаллиты, линейные размеры которых не превышают 50 – 70 нм. Среднеарифметическая шероховатость пленки  $R_a$  возрастает до 4,2 нм, среднеквадратическая шероховатость  $S_q$  до 5,3 нм.

Чтобы оценить состав и структурные особенности экспериментальных образцов, были получены спектры их ИК-пропускания в диапазоне, близком к колебательным модам связи Si-C (рис. 2).

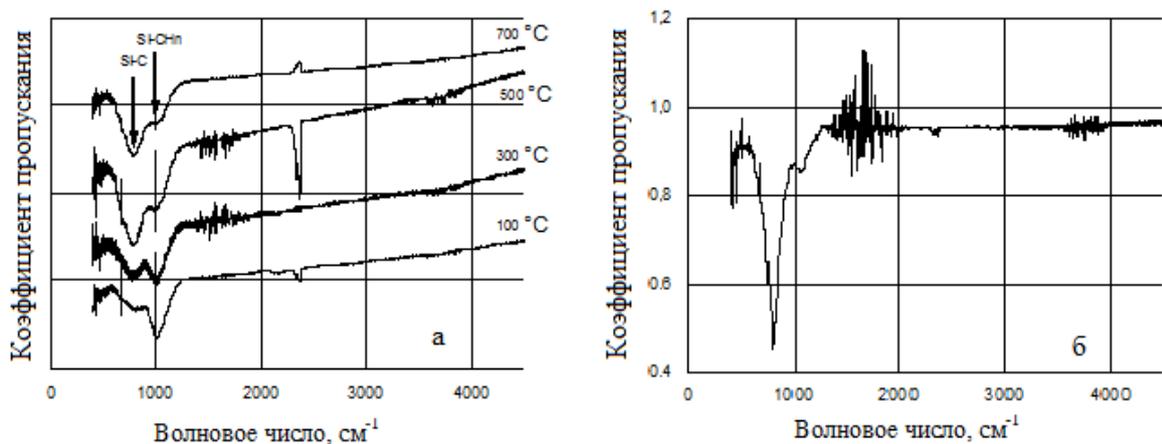


Рис. 2. Спектры ИК-пропускания экспериментальных образцов: *a* – температура подложки 100 – 700 °С, *б* – температура подложки 1000 °С

По данным ИК спектроскопии у синтезируемых пленок в диапазоне  $500 \div 1200 \text{ см}^{-1}$  наблюдается область поглощения, спектральное распределение которого имеет сложную форму, представляющую собой суперпозицию двух полос. Согласно литературным данным, длинноволновая полоса поглощения с максимумом при  $780 \text{ см}^{-1}$  связана с валентными колебаниями связей Si-C. Ее наличие указывает на формирование пленок карбида кремния. Коротковолновая полоса с максимумом в области  $1000 \text{ см}^{-1}$ , по всей видимости, обусловлена колебательными модами (изгиб/качение) углерод-водородных связей в радикалах  $\text{CH}_n$ , которые химически связаны с атомами кремния (Si-C-H<sub>n</sub>).

С ростом температуры подложки ИК-спектры экспериментальных структур существенно изменяются. Относительная интенсивность полосы с максимумом около  $1000 \text{ см}^{-1}$  уменьшается, и на спектрах пропускания пленок, полученных при 500 °С и выше, полоса поглощения Si-C доминирует.

Таким образом, можно заключить, что с ростом температуры синтеза происходят структурные преобразования, сопровождающиеся разрывом связей Si-H и C-H с образованием связей Si-C.

При температуре подложки 1000 °С форма спектра поглощения претерпевает значительные изменения (рис. 2*б*). Здесь наблюдается уменьшение полуширины полосы поглощения при  $780 \text{ см}^{-1}$ . Сама полоса приобретает лоренцеву форму, что свидетельствует о начале формирования кристаллической фазы карбида кремния. Образование кристаллической фазы SiC также подтверждается данными рентгенофазового анализа.

Работа выполнена при поддержке Роснауки в рамках гос. контракта № 02.513.12.3019.

Институт проблем геотермии, Дагестанский НЦ РАН, Махачкала

Кремний является одним из основных веществ микроэлектроники, но размерные зависимости его поверхностных свойств изучены мало. В связи с этим в данной работе без каких-либо подгоночных параметров произведен аналитический расчет поверхностных свойств нано-кремния и изучена эволюция этих свойств с изменением размера и формы нанокристалла при различных температурах.

Как и в [1-3] положим, что нанокристалл со свободной поверхностью имеет вид прямоугольного параллелепипеда с квадратным основанием, ограниченный гранями (100). Величина  $f = N_{ps} / N_{po}$  – это параметр формы, равный отношению числа атомов на боковом ребре  $N_{ps}$  к числу атомов на ребре основания  $N_{po}$ . Число атомов в нанокристалле, равно:  $N = f N_{po}^3 / \alpha$ , изменяется в пределах:  $2^3 / \alpha \leq N \leq \infty$ , где  $\alpha = \pi / (6 k_p)$  – параметр структуры,  $k_p$  – коэффициент упаковки структуры (для структуры алмаза:  $k_p = 0.3401$ ).

Как показано в работах [1-3], зависимости нормированного значения среднего координационного числа  $k_n^*$  от  $N$  и  $f$  определяются выражением:

$$k_n^*(N, f) = k_n(N, f) / k_n(N=\infty) = 1 - Z_s(f) (\alpha^2 / N)^{1/3}, \quad Z_s(f) = (1 + 2f) / (3f^{2/3}). \quad (1)$$

Функция формы  $Z_s(f)$  имеет минимум равный единице при  $f = 1$ , т.е. при форме куба. Для пластинчатых ( $f < 1$ ) или стержневидных ( $f > 1$ ) форм:  $Z_s(f) > 1$ . Поэтому  $k_n^*(f)$  при любом  $N$  имеет максимум при  $f = 1$ , т.е. для куба – наиболее термодинамически устойчивой формы параллелепипеда.

Объем и площадь поверхности для параллелепипеда равны:

$$V = N_{po}^3 f [c(N, f)]^3 = N \alpha [c(N, f)]^3, \quad \Sigma = 6 [c(N, f)]^2 \alpha_s (N \alpha)^{2/3} Z_s(f), \quad (3)$$

где  $c(N, f)$  – среднее расстояние между центрами ближайших атомов,  $\alpha_s$  – коэффициент, учитывающий плотность упаковки атомов на грани нанокристалла:  $\alpha_s \cong \alpha^{2/3}$ . Легко видеть, что объем нанокристалла  $V$  в (3) зависит от формы системы (т.е. от  $f$ ) только через зависимость  $c(N, f)$ .

Пусть взаимодействие атомов описывается потенциалом вида:

$$\varphi(r) = [ D / (b - a) ] [ a (r_o / r)^b - b (r_o / r)^a ], \quad (4)$$

где  $D$  и  $r_o$  – глубина и координата минимума потенциальной ямы,  $b > a$ .

Как показано в [1, 2], удельная поверхностная энергия  $\sigma$ , ее производная по температуре  $T$ , и поверхностное давление  $P_{sf}$  равны:

$$\sigma(T, c, N, f) = - [k_n(N=\infty) D / (12 \alpha_s r_o^2)] R^2 L_e(N, f), \quad (5)$$

$$(\partial \sigma / \partial T)_{c, N, f} = - \{ \gamma k_b / [2 \alpha_s (b + 2) r_o^2 k_n^*(N, f)] \} R^2 C_E(\Theta_e / T), \quad (6)$$

$$P_{sf}(T, c, N, f) = P_{ls} (1 + \Delta_p). \quad (7)$$

Здесь  $R = r_o / c$ ,  $k_b$  – постоянная Больцмана,  $\Theta_e$  – температура Эйнштейна,  $\gamma$  и  $q$  первый и второй параметр Грюнайзена (метод их расчета описан в [4]),

$$\Delta_p = -1 - (1/2)\{U(R)' - 54 [\gamma/(b+2)](q - \gamma t_y)[k_b \Theta_e/D k_n(N, f)] E_w(y)\} / L_e(N, f),$$

$$L_e(N, f) = U(R) + 18 [\gamma / (b + 2)][k_b \Theta_e(N, f) / D k_n(N, f)] E_w(y), \quad (8)$$

$$U(R) = (a R^b - b R^a) / (b - a), \quad U(R)' = R [\partial U(R) / \partial R] = ab(R^b - R^a) / (b - a)$$

$$t_y(y) = 1 - \{2y \exp(y) / [\exp(2y) - 1]\}, \quad E_w(y) = 0.5 + [\exp(y) - 1]^{-1},$$

$$C_E(y) = 3 y^2 \exp(y) / [\exp(y) - 1]^2, \quad y = \Theta_e / T.$$

В формуле (7) первый сомножитель – это «давление Лапласа»:

$$P_{ls} = \sigma(\partial \Sigma / \partial V)_{N, \alpha, f} = 4\alpha_s Z_s(f) \sigma / [c (N \alpha)^{1/3}] = 4\alpha_s [1 - k_n^*(N, f)] \sigma / (c \alpha). \quad (9)$$

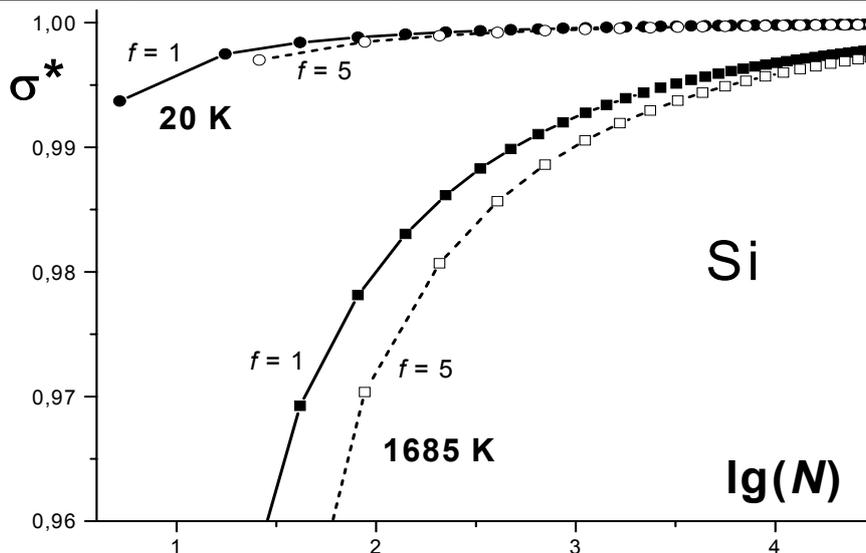
Значения параметров потенциала кремния из [5], и получаемые при  $R = 1$  значения температуры Эйнштейна и параметров Грюнайзена равны:

$$r_o = 0,2351 \text{ nm}, \quad D_s/k_b = 26921,28 \text{ K} = 2,32 \text{ eV}, \quad b = 4, \quad a = 2,48,$$

$$\Theta_e(R=1) = 411,6 \text{ K}, \quad \gamma(R=1) = 0,994, \quad q(R=1) \times 10^3 = 5,802.$$

В **таблице** представлены результаты расчета удельной поверхностной энергии (5) и ее изохорной производной по температуре (6) для макрокремния ( $N = \infty$ ) при значениях температуры от 20 до 1685 К и  $R = 1$ . Сравнение с оценками  $\sigma_{est}$  из [6 – 8] показало очень хорошее согласие.

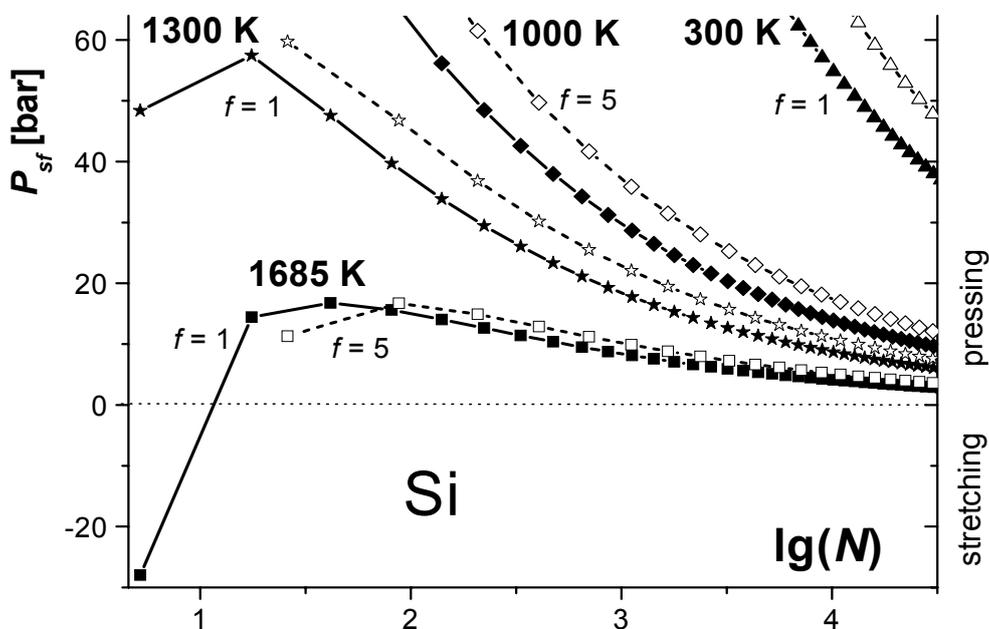
$T, \text{ K}$	$T/\Theta_e$	$-(\partial \sigma / \partial T)_{V_s}, (6)$ $10^{-6} \text{ J/m}^2\text{K}$	$\sigma(100), (5)$ $10^{-3} \text{ J/m}^2$	$\sigma_{est}(100)$ $10^{-3} \text{ J/m}^2$	$-\Delta_p, (8)$
20	0.0486	0	1671.69		0.991496
70	0.1600	4.517	1671.64	2165 [6]	0.991730
150	0.3643	25.743	1670.37	1140 [7]	0.993769
300	0.7285	39.897	1665.18	1340 ÷	0.996386
600	1.4570	44.783	1652.25	1490 [8]	0.998204
1000	2.4284	45.916	1634.05		0.999057
1300	3.1569	46.181	1620.23		0.999399
1685	4.0919	46.338	1602.42		0.999703



На **рис. 1** показаны изоморфные ( $f = 1$ : форма куба – сплошные линии и символы;  $f = 5$ : стержневидная форма – пунктирные линии и открытые символы) размерные зависимости нормированных (на значение для макрокристалла) величин удельной поверхностной энергии (5) для нано-

кремния при  $R = 1$  и температурах равных 20 К (верхние линии с кружками) и 1685 К (нижние линии с кубиками). Символы на изоморфах указывают положение разрешенных (при данном  $f$ ) значений  $N$  в нанокристалле:  $N = f N_{po}^3 / \alpha$  при  $N_{po} = 2, 3, 4, \dots$ . Число атомов в минимальном ( $N_{po} = 2$ ) нанокристалле равно:  $N_{min} = 2^3 / 1.54 \cong 5$ . Любое отклонение формы от куба приводит к понижению значений  $\sigma^*$  от зависимостей  $\sigma^*$  для «кубических» нанокристаллов на рис. 1.

На рис. 2 представлены изотермо-изоморфные размерные зависимости поверхностного давления (7) для nano-кремния при  $R = 1$  и температурах равных: 300 К (верхняя пара линий с треугольниками), 1000 К (пара линий с ромбиками), 1300 К (пара линий со звездочками), и 1685 К (нижняя пара линий с кубиками). Сплошные линии со сплошными символами – это «кубические» изоморфы ( $f = 1$ ), а пунктирные линии с открытыми символами – это «стержневидные» изоморфы с параметром формы равным:  $f = 5$ .



Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № 12.1.19) и РФФИ (грант № 09 – 08 – 96508-р-юг-а).

#### Литература

1. Магомедов М.Н. // Физика Твёрдого Тела. 2004. Т. 46. № 5. С.924–937.
2. Магомедов М.Н. // Теплофизика Высок. Т-р. 2005. Т.43. №6. С.870–879.
3. Магомедов М.Н. // Теплофизика Высок. Т-р. 2009. Т. 47. № 1. С.49–60.
4. Магомедов М.Н. // Физика Твёрдого Тела. 2003. Т. 45. № 1. С. 33–36.
5. Магомедов М.Н. // Ж. Неорган. Химии. 2004. Т.49. № 12. С.2057–2067.
6. Oshcherin B.N. // Phys. Status Solidi (a). 1976. V.34. № 2. P. K181–K186.
7. Jiang Q., Luand H.M., Zhao M. // J. Physics. 2004. V.16, № 4. P.521–530.
8. Stekolnikov A.A., Bechstedt F. // Phys. Rev.B. 2005.V.72. № 12.P.125326.

О ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ  
ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ НАНОКРИСТАЛЛА

М. Н. Магомедов

Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, Махачкала

Рассмотрим конденсированную систему из  $N$  одинаковых атомов при температуре  $T$  и давлении  $P$ . Изменение свободной энергии такой системы при вариации температуры, объема ( $V$ ), числа атомов и площади поверхности ( $\Sigma$ ) равно:

$$dF(T, V, N, \Sigma) = -S_{in} dT - P dV + \mu dN + \sigma d\Sigma.$$

Здесь  $S_{in}$ ,  $\mu$  и  $\sigma$  – энтропия, химический потенциал и удельная (на единицу площади) поверхностная свободная энергия:  $\sigma(T, V, N) = (\partial F / \partial \Sigma)_{T, V, N}$ .

Пусть число частиц в системе не изменяется  $dN = 0$ . Тогда удельная (на частицу) энтропия всей ограниченной поверхностью  $\Sigma$  системы определится выражением:

$$\begin{aligned} s = S/N &= - [\partial (F/N) / \partial T]_{V, N, \Sigma} - [\partial (\sigma \Sigma / N) / \partial T]_{V, N} = \\ &= s_{in} - [(\Sigma/N)(\partial \sigma / \partial T)_{V, N} + (\sigma/N)(\partial \Sigma / \partial T)_{V, N}], \end{aligned} \quad (1)$$

где  $s_{in} = -[\partial (F/N) / \partial T]_{V \rightarrow \infty, N \rightarrow \infty, NV = \text{const}}$  – внутренняя удельная энтропия системы, без учета поверхности. При  $T = 0$  К согласно третьему началу термодинамики в «сильной» формулировке Планка должно выполняться [1]:

$$\lim_{T \rightarrow 0 \text{ К}} \{ s_{in} - [(\Sigma/N)(\partial \sigma / \partial T)_{V, N} + (\sigma/N)(\partial \Sigma / \partial T)_{V, N}] \} = 0. \quad (2)$$

Как и в работах [2–4] рассмотрим нанокристалл со свободной поверхностью, который имеет вид прямоугольного параллелепипеда с квадратным основанием, ограниченный гранями (100). Величина  $f = N_{ps} / N_{po}$  – это параметр формы, который определяется отношением числа атомов на боковом ребре  $N_{ps}$  к числу атомов на ребре основания  $N_{po}$ . Для нанокристалла стержневидной формы  $f > 1$ , для куба  $f = 1$ , а для нанокристалла с пластинчатой формой  $f < 1$ . Число атомов в нанокристалле, равное:  $N = f N_{po}^3 / \alpha$ , изменяется в пределах:  $2^3 / \alpha \leq N \leq \infty$ , где  $\alpha = \pi / (6 k_p)$  – параметр структуры,  $k_p$  – коэффициент упаковки кристаллической структуры нанокристалла. Параметр структуры  $\alpha$  введен для того, чтобы учесть отклонение структуры нанокристалла от простой кубической упаковки, где  $k_n(N=\infty) = 6$ ,  $k_p = \pi/6 = 0.5236$  и  $\alpha = 1$ .

Параметр формы:  $f = N_{ps} / N_{po}$ , может изменяться в пределах:

$$2 / \text{INT}[N \alpha / 2]^{1/2} \leq f \leq (1/2) \text{INT}[N \alpha / 4],$$

где левая величина относится к пластине, а правая – к стержню биатомной толщины. Здесь функция  $\text{INT}[X]$  округляет величину  $X$  до целого значения, ибо число атомов это величина целочисленная.

Как показано в работах [2-4], объем и площадь поверхности для прямоугольного параллелепипеда равны:

$$V = N_{\text{po}}^3 f c^3 = N \alpha c^3, \Sigma = 6 c^2 \alpha_s (N \alpha)^{2/3} Z_s(f) = 6 \alpha_s V^{2/3} Z_s(f), \quad (3)$$

где  $c(N, f)$  – среднее (по всему объему нанокристалла) расстояние между центрами ближайших атомов,  $\alpha_s \cong \alpha^{2/3}$  – коэффициент, учитывающий плотность упаковки атомов на грани (т.е. в поверхностном слое) нанокристалла,  $Z_s(f) = (1 + 2f) / (3f^{2/3})$  – функция формы, которая достигает минимума равного единице при  $f = 1$ , т.е. для наиболее термодинамически устойчивой кубической формы параллелепипеда. Для пластинчатых ( $f < 1$ ) или стержневидных ( $f > 1$ ) форм имеем:  $Z_s(f \neq 1) > 1$ .

Легко видеть, что объем нанокристалла  $V$  в (3) зависит от формы системы (т.е. от величины  $f$ ) только через зависимость  $c(N, f)$ . Если форма нанокристалла и его кристаллическая структура не меняются с температурой при  $T = 0 \text{ K}$ , то из (2) получим предельное значение для изобарической температурной производной поверхностной энергии:

$$\lim_{T \rightarrow 0 \text{ K}} [(\partial \sigma / \partial T)_{V, N}] = 0. \quad (4)$$

Используя термодинамическое тождество:  $(\partial \sigma / \partial T)_P = (\partial \sigma / \partial T)_V + (\partial \sigma / \partial V)_T V \alpha_p$ , и учтя, что коэффициент теплового расширения при 0 K равен нулю:  $\alpha_p(0 \text{ K}) = 0$ , получим:

$$\lim_{T \rightarrow 0 \text{ K}} [(\partial \sigma / \partial T)_{P, N}] = 0. \quad (5)$$

С ростом температуры энтропия системы должна расти, поэтому функция в квадратных скобках в (1) должна быть отрицательна, т.е. имеем:

$$(\partial \sigma / \partial T)_{V, N} \leq 0. \quad (6)$$

Предельные значения (4), (5) и неравенство (6) справедливо при любом размере и форме нанокристалла, при любой структуре кристалла, при любой плотности и давлении в веществе.

Пусть взаимодействие атомов описывается парным потенциалом Ми-Леннарда-Джонса:

$$\varphi(r) = [D / (b - a)] [a (r_0 / r)^b - b (r_0 / r)^a], \quad (7)$$

где  $D$  и  $r_0$  – глубина и координата минимума потенциальной ямы,  $b > a$ .

Тогда, как показано в [2, 3], для нанокристалла в виде прямоугольного параллелепипеда с варьируемой формой поверхности, при использовании приближения взаимодействия «только ближайших соседей», и моделируя колебательный спектр моделью Эйнштейна, для удельной поверхностной энергии грани (100), ее производной по температуре  $T$  можно получить:

$$\sigma(T, c, N, f) = - [k_n(N=\infty) D / (12 \alpha_s r_0^2)] R^2 L_e(N, f),$$

$$(\partial \sigma / \partial T)_{c, N, f} = - \{ \gamma k_b / [2 \alpha_s (b + 2) r_0^2 k_n^*(N, f)] \} R^2 C_E(y), \quad (8)$$

где  $R = r_0 / c$ ,  $k_b$  – постоянная Больцмана,  $\Theta_e$  – температура Эйнштейна,  $\gamma$  – параметр Грюнайзена (метод их расчета описан в [5]),  $k_n(N, f)$  –

среднее (по всему нанокристаллу) значение первого координационного числа,

$$k_n^*(N, f) = k_n(N, f) / k_n(N=\infty) = 1 - Z_s(f) (\alpha^2/N)^{1/3}, \quad U(R) = (a R^b - b R^a) / (b - a),$$

$$L_e(N, f) = U(R) + 18 [\gamma / (b + 2)] [k_b \Theta_e(N, f) / D k_n(N, f)] E_w(y), \quad y = \Theta_e / T,$$

$$E_w(y) = 0.5 + [\exp(y) - 1]^{-1}, \quad C_E(y) = 3 y^2 \exp(y) / [\exp(y) - 1]^2.$$

Функция  $C_E(y)$  описывает поведение изохорной теплоемкости в модели кристалла Эйнштейна:  $C_E(T = 0 \text{ К}) = 0$ ;  $C_E(T \gg \Theta_e) = 3$ .

Введем безразмерную функцию производной поверхностной энергии

$$\begin{aligned} \Psi(T, c, N, f) &= [c(N, f)^2 / k_b] (\partial \sigma / \partial T)_{c, N, f} = \\ &= -\{ \gamma(N, f) / [2 \alpha_s (b + 2) k_n^*(N, f)] \} C_E(y), \end{aligned} \quad (9)$$

Тогда при  $T \gg \Theta_e$  из (9) можно легко получить выражение:

$$\Psi(T \gg \Theta_e, c, N, f) = -\{ \gamma / [2 \alpha_s (b + 2) k_n^*(N, f)] \}. \quad (10)$$

Для «не квантовых» кристаллов (где энергия «нулевых колебаний» много меньше глубины потенциала (7):  $D$ ) параметр Грюнайзена равен [5]:  $\gamma \cong (b + 2) / 6$ , и практически не зависит от размера нанокристалла. Это позволяет упростить (10) к виду:

$$\Psi(T \gg \Theta_e, c, N, f) \cong -1 / [4 \alpha_s k_n^*(N, f)] = -\chi_s / k_n^*(N, f), \quad (11)$$

где коэффициент:  $0 < \chi_s < 1/3$ , зависит только от структуры вещества:

$$\chi_s = (3 k_p / 4 \pi)^{2/3} = \begin{cases} 0,3150 \text{ для } k_p = 0,7405, \text{ т.е. } k_n(N=\infty) = 12, \\ 0,2976 \text{ для } k_p = 0,6802, \text{ т.е. } k_n(N=\infty) = 8, \\ 0,2500 \text{ для } k_p = 0,5236, \text{ т.е. } k_n(N=\infty) = 6, \\ 0,1875 \text{ для } k_p = 0,3401, \text{ т.е. } k_n(N=\infty) = 4. \end{cases} \quad (12)$$

Из (11) следуют два предельных значения: для макрокристалла ( $N=\infty$ ), и минимального нанокристалла ( $N_{\min} = \text{INT}[2^3/\alpha]$ ) в форме куба ( $f=1$ ):

$$\Psi(T \gg \Theta_e, c, N=\infty) \cong -\chi_s, \quad \Psi(T \gg \Theta_e, c, N_{\min}, f=1) \cong -\chi_s / 2.$$

Как видно из выражения (11), величина  $|\Psi(T \gg \Theta_e, c, N, f)|$  тем больше, чем плотнее структура и чем меньше величина «размерного аргумента»  $k_n^*$ . Таким образом, функция  $|\Psi(T \gg \Theta_e, c, N, f)|$  растет либо при «изоморфном» (при данном  $f$ ) уменьшении размера нанокристалла, либо при «изомерном» (при данном  $N$ ) отклонении формы нанокристалла от формы куба.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № 12.1.19) и РФФИ (грант № 09 – 08 – 96508-р-юг-а).

## Литература

1. Климонтович Ю.Л. Статистическая физика. – М.: Наука, 1982. – 608 с.
2. Магомедов М.Н. // Физика Твёрдого Тела. 2004. Т. 46. № 5. С. 924 – 937.
3. Магомедов М.Н. // Теплофизика Высок. т-р. 2005. Т. 43. № 6. С.870–879.
4. Магомедов М.Н. // Теплофизика Высок. т-р. 2009. Т. 47. № 1. С. 49 – 60.
5. Магомедов М.Н. // Физика Твёрдого Тела. 2003. Т. 45. № 1. С. 33 – 36.

УДК 621.315.592

## ОМИЧЕСКИЙ КОНТАКТ К ШИРОКОЗОННЫМ ПОЛУПРОВОДНИКАМ

Г. Д. Кузнецов<sup>\*</sup>, В. П. Сушков<sup>\*</sup>,  
Б. А. Билалов<sup>\*\*</sup>, Р. Ш. Тешев<sup>\*\*\*</sup>, А. Р. Кушхов<sup>\*</sup>

<sup>\*</sup>Государственный Технологический Университет  
«Московский Институт Стали и Сплавов», Москва

<sup>\*\*</sup>Дагестанский Государственный Технологический Университет,  
Махачкала

<sup>\*\*\*</sup>Кабардино-Балкарский Государственный Университет, Нальчик

Обобщены опубликованные результаты по физике и технологии получения омического контакта к нитриду галлия *n*- и *p*-типа проводимости. Рассмотрены особенности методики определения электрического сопротивления омических контактов к нитриду галлия. Приводятся практические результаты численных расчетов удельного контактного сопротивления для различной геометрии контактных площадок. Дан анализ результатов по особенностям подготовки поверхности полупроводниковой подложки перед нанесением контакта. Приведены сравнительные результаты по вольт-амперным характеристикам гетероструктур металл-*n*-GaN и *p*-GaN. Рассмотрены особенности физических и технологических процессов формирования омического контакта к нитриду галлия *n*- и *p*-типа проводимости при использовании различных сочетаний пленок металлических полупроводников.

К настоящему времени, создана технология, позволяющая создавать омические контакты к широкозонным полупроводникам на основе GaN, решены основные задачи по уменьшению удельного сопротивления получаемых контактов.

Как следует из модели контакта Шоттки, для формирования низкоомных омических контактов высота должна быть небольшой, а также полупроводник должен быть сильно легирован для того, чтобы электроны могли туннельно проходить через барьер. Таким образом для формирования низкоомных контактов к *n*-области GaN необходимо использовать металлы с низкой работой выхода (типа Ti), а в качестве металла для *p*-слоев – с большой работой выхода (например, Pt, Pd и Au).

Использование модифицированной схемы металлизации Ta/Ti/Al/Au позволило уменьшить сопротивление контакта к *n*-области GaN до  $6 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup>. Это объясняется формированием на границе металл-полупроводник слоя, состоящего из смеси TaN и TiN, что приводит к увеличению числа вакансий азота в приповерхностном слое GaN, и, следовательно, повышению электронной проводимости.

Однако, несмотря на имеющиеся успехи, все еще остаются проблемы по созданию низкоомных контактов к *p*-слоям GaN и других нитридов III группы.

УДК 541.135.3

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ИОНОВ  
ВОЛЬФРАМА, МОЛИБДЕНА, УГЛЕРОДА И ЖЕЛЕЗА (КОБАЛЬТА,  
НИКЕЛЯ) В ВОЛЬФРАМАТНО-КАРБОНАТНОМ РАСПЛАВЕ

Х. Б. Кушхов, М. Н. Адамокова, В. А. Квашин, А. Л. Карданов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Повышенный интерес к вопросам разработки новых эффективных методов получения тугоплавких соединений продиктован непрерывно расширяющимся их использованием для нужд современной техники. Карбиды переходных *d*-металлов IV–VI групп известны как самые тугоплавкие и твердые из всех соединений. Благодаря этому в современной технике карбиды используют в производстве конструкционных и инструментальных материалов, способных работать при высокой температуре, в агрессивных средах и при больших нагрузках.

В основе высокотемпературного электрохимического синтеза карбидов вольфрама и молибдена лежит многоэлектронные электрохимические процессы совместного или последовательного выделения вольфрама, молибдена и углерода на катоде и их последующее взаимодействие на атомарном уровне с образованием наноразмерных порошков карбидов вольфрама и молибдена. В виду того, что взаимодействие вольфрама, молибдена и углерода на катоде происходит практически на атомарном уровне (кластеров), то уменьшение размеров наночастиц вольфрама, молибдена и углерода ведет к увеличению доли поверхностной энергии и, следовательно, к снижению температуры взаимодействия вольфрама, молибдена с углеродом с образованием карбидов вольфрама и молибдена.

Карбонат лития в вольфрамотном расплаве восстанавливается при потенциале  $-(1,0 \div 1,3)$  В. Следовательно, для совмещения потенциалов выделения углерода, молибдена и вольфрама требуется управление факторами, влияющими на скорость восстановления углерода. В исследуемой системе этим условием является концентрация  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ . При добавлении в вольфрамотно-молибдатный расплав  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{WO}_4$  (20,0 моль. %) –  $\text{Li}_2\text{MoO}_4$  (20,0 моль. %) карбоната лития перед волной совместного электровосстановления ионов  $\text{MoO}_4^{2-}$  и  $\text{WO}_4^{2-}$  координированных катионом лития появляется в области более положительных потенциалов  $-(1,1 \div 1,3)$  В волна восстановления карбонат-ионов, координированных катионом лития.

При добавлении карбоната лития в вольфрамотно-молибдатный расплав изменяется также форма волны анодного растворения катодного продукта. На анодной части наблюдается волна растворения металлической фазы карбида, а при потенциалах  $-(0,250 \div 0)$  В появляется волна растворения углерода. Рентгенофлуоресцентный анализ катодных осадков карби-

дов вольфрама и молибдена подтвердил наличие элементов вольфрама и молибдена. Рентгенофазовый анализ гальваностатического электролиза расплавленной системы  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{WO}_4$  (10,0÷20,0 моль. %) –  $\text{Li}_2\text{MoO}_4$  (5,0÷20,0 моль. %) –  $\text{Li}_2\text{CO}_3$  (5,0÷10,0 моль. %) в интервале плотностей тока (0,050÷1,0) А/см<sup>2</sup> показал наличие в катодном осадке фазы двойного карбида  $(\text{Mo,W})_2\text{C}$ .

Опираясь на результаты проведенных исследований нами для экспериментальной оценки возможности совместного выделения углерода, вольфрама, молибдена и металлов триады железа выбраны системы на основе  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{MoO}_4\text{-MeWO}_4\text{-Li}_2\text{CO}_3$  (где Me – Fe, Co, Ni).

Добавление к расплаву  $\text{Na}_2\text{WO}_4$  вольфрамата железа приводит к появлению волны восстановления при потенциалах  $-(0,9\div 1,1)$  В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Повышение концентрации вольфрамата железа приводит к повышению тока волны восстановления. Появление этой волны мы связываем с восстановлением ионов железа и выделением металлического железа. Рентгенофазовый анализ продукта потенциостатического электролиза при потенциалах этой волны показал наличие в катодном осадке металлического железа. При добавлении в расплав 20,0 моль. % вольфрамата лития приводит к появлению при потенциалах  $-(1,8\div 1,9)$  В волну восстановления вольфрамат-иона координированного катионом лития. При последующем добавлении 20 моль. % молибдата лития на вольтамперных зависимостях наблюдается сильно растянутая по оси потенциалов волна восстановления ионов железа, молибдат- и вольфрамат-ионов координированных катионом лития. Введение карбоната лития в вольфраматно-молибдатный расплав, содержащий  $\text{FeWO}_4$  не приводит к появлению дополнительных волн, однако наблюдается повышение высоты и наклона волны и смещение ее в положительную область потенциалов на 100÷150 мВ.

Аналогичная картина имеет место в случае добавления в вольфраматно-молибдатно-карбонатный расплав вольфрамата кобальта или вольфрамата никеля. Отличие состоит в том, что ионы кобальта и никеля восстанавливаются при более положительных потенциалах  $-(0,3\div 0,6)$  В. Рентгенофазовый анализ продуктов электролиза расплавленных систем  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{MoO}_4\text{-MeWO}_4\text{-Li}_2\text{CO}_3$  (где Me – Fe, Co, Ni) показал наличие следующих фаз: WC, W<sub>2</sub>C, Mo<sub>2</sub>C, Fe<sub>7</sub>W<sub>6</sub>, Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, Fe<sub>4</sub>W<sub>4</sub>C, Co<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C, Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, Co<sub>7</sub>W<sub>6</sub>, CoC, NiC, NiW.

Рентгенофлуоресцентный анализ подтвердил наличие элементов никеля, железа и кобальта, молибдена и вольфрама в катодных осадках. Таким образом, показана принципиальная возможность электрохимического легирования двойных карбидов молибдена и вольфрама металлами триады железа.

ТУГОПЛАВКИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ ПОРОШКИ НА  
ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА И МЕТАЛЛОВ ТРИАДЫ ЖЕЛЕЗАХ. Б. Кушхов, М. Н. Адамокова, В. А. Квашин,  
А. Л. Карданов, Ф. Ю. Кучмезова, Е. Ю. Аппаева

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

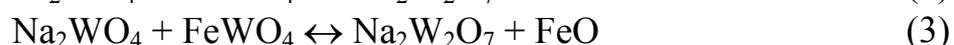
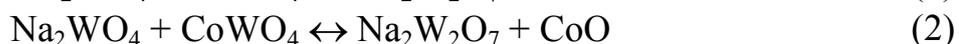
Главными свойствами вольфрама являются коррозионностойкость, твердость и тугоплавкость. Сплавы вольфрама занимают первенство по этим свойствам среди всех остальных типов металлов и сплавов. Сплавы вольфрама с железом, никелем и кобальтом в зависимости от соотношения компонентов образуют либо твердые растворы, либо интерметаллические соединения (химические соединения металлов), а в присутствии углерода – смешанные карбиды вольфрама и железа, придающие металлу еще большую твердость.

Для получения твердосплавных композиций на основе вольфрама и металлов триады железа необходимым условием является совмещение потенциалов электровыделения вольфрама и металлов триады железа. Поэтому для создания сплавов на основе вольфрама и металлов триады железа необходимо было исследовать электрохимическое поведения расплава  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Li}_2\text{WO}_4\text{-MeWO}_4$  (Me-Ni, Co, Fe) и установить возможность совместного электровыделения металлов триады железа с вольфрамом из оксидных расплавов. Так в ходе проведенных исследований было установлено, что введение первых порций вольфрамата никеля в фоновый электролит – вольфрамат натрия приводит к появлению небольшого пика волны восстановления ионов никеля при потенциале  $-(0,5-0,6)$  В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Была установлена линейная зависимость роста плотности тока от концентрации. Из исследований по растворимости вольфрамата никеля в вольфрамате натрия можно сделать вывод, что максимальная концентрация вольфрамата никеля, которую можно ввести в данный расплав составляет порядка  $3,0 \cdot 10^{-4}$  моль/см<sup>3</sup>, что соответствует 2,5–3,0 мас. %. С последующим увеличением концентрации вольфрамата никеля зависимость плотности тока пика электровосстановления  $\text{NiWO}_4$  от концентрации перестает быть линейной, что объясняется достижением предельной растворимости вольфрамата никеля в вольфрамате натрия. Далее в расплав мы вводили вольфрамат лития для получения электрохимически активных частиц вольфрама – ионов  $\text{WO}_4^{2-}$ , катионизированных ионами лития. Введение вольфрамата лития приводит к появлению волны электровосстановления вольфрама при потенциале  $-(1,6-1,8)$  В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Разница в потенциалах выделения никеля и вольфрама в данном расплаве составляет порядка 1,0 В. Увеличение концентрации вольфрамата лития до 40 моль. %

не приводит к сближению потенциалов выделения никеля и вольфрама, но наблюдается кажущееся смещение всей вольтамперной зависимости в положительную область потенциалов, вызванного изменением потенциала платино-кислородного электрода сравнения.

Рентгенофазовый анализ катодных осадков, полученных при потенциале  $-(1,6-1,8)$  В показал наличие фазы металлического Ni, W и сплава NiW.

Аналогично были проведены исследования совместного электровосстановления ионов вольфрама и кобальта (железа). В результате чего было установлено, что максимальная концентрация вольфрамата кобальта, которую можно ввести в данный расплав составляет практически такой же порядок как и предельно допустимая концентрация вольфрамата никеля  $3,0 \cdot 10^{-4}$  моль/см<sup>3</sup> (для вольфрама железа это значение составляет до  $1,0 \cdot 10^{-3}$  моль/см<sup>3</sup> или до 8 мас. %) что значительно выше чем у никеля и кобальта. Потенциал электровосстановления ионов кобальта на фоне вольфрамата натрия составляет  $-(0,5-0,8)$  В. Потенциал электровосстановления ионов железа в расплаве вольфрамата натрия составляет  $-(1,1-1,2)$  В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Однако, с увеличением концентрации  $FeWO_4$  выше  $3,0 \cdot 10^{-4}$  моль/см<sup>3</sup> на вольтамперограммах появляется вторая волна при потенциале  $-(1,2-1,4)$  В. Добавление вольфрамата лития приводит к проявлению волны восстановления ионов вольфрама, также за счет образования электроактивных частиц при потенциале  $-(1,5-1,7)$  В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Рентгенофазовый анализ катодных осадков, полученных при потенциале  $-(1,5-1,7)$  В показал наличие металлической фазы W, и интерметаллидов  $Co_7W_6$ ,  $Co_3W$ . На основе анализа вольтамперных зависимостей вольфраматного расплава содержащего вольфраматы металлов триады железа можно предположить, что в реакциях:



при переходе от вольфрамата никеля к вольфрамату железа равновесие смещается значительно в сторону образования дивольфрамат ионов  $W_2O_7^{2-}$ . Электровосстановление ионов  $W_2O_7^{2-}$  осуществляется при потенциалах близких к потенциалу восстановления ионов железа, что объясняет появление металлического вольфрама в катодном продукте при электролизе расплава  $Na_2WO_4-FeWO_4$  в отличие от системы  $Na_2WO_4-NiWO_4$ ,  $Na_2WO_4-CoWO_4$ . В последнем случае, как было показано выше, катодный осадок состоит из металлического Ni и Co.

Таким образом, электролизом вольфраматно-карбонатного расплава содержащего ионы металлов триады железа реализован электрохимический синтез твердосплавных композиций на основе вольфрама и металлов триады железа.

УДК 541.135

## ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ БОРИДОВ ИТТРИЯ В ГАЛОГЕНИДНЫХ РАСПЛАВАХ

Х.Б. Кушхов, Д.Л. Шогенова, А.А. Асанов, Х.А. Желигаштов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Уникальные свойства иттрия и его соединений обусловлены тем, что свойства атомов иттрия сохраняются и в кристаллической решетке, что приводит к большому разнообразию магнитных и других физических свойств, играющих важную роль в кинетических явлениях, оптике, магнетизме и т.д. Бориды иттрия применяются в качестве катода для мощных генераторных устройств, успешно заменяя металлические, а также в разборных системах различных электронных устройств. Применение нанofазных сплавов по сравнению с субмикрометровыми твердыми материалами показывают повышенную твердость, износостойкость и т.д.

Таким образом, задача получения этих материалов является весьма актуальной. Из всех существующих методов получения боридов иттрия и тройных соединений на основе иттрия, бора и металлов триады железа, способных решить задачу получения их в виде наноразмерных порошков весьма перспективным является электрохимический синтез из ионных расплавов (ВЭС).

В представленной работе приводятся результаты исследования механизма совместного электрохимического восстановления ионов иттрия с бором на фоне галогенидных расплавов и электрохимический синтез соединений на их основе.

Для изучения совместного электровосстановления электровосстановление ионов иттрия с ионами бора в эквимольный расплав NaCl–KCl, содержащей трихлорида иттрия последовательно вводили фторборат калия. Введение фторборат-ионов в расплав NaCl – KCl, содержащий хлоридные комплексы иттрия, приводит к изменению формы вольтамперограмм, как катодного, так и анодного участков. На катодной части вольтамперограмм при потенциалах  $-(1,5 \div 1,6)$  В гораздо положительнее электровосстановления комплексов иттрия появляется волна восстановления фторборат-ионов, которая растет с увеличением концентрации. Волны восстановления фторборат-иона в этом случае оказываются неярко выраженными и растянутыми по оси потенциалов. С увеличением концентрации фторборат-иона по отношению к исходной концентрации хлоридных комплексов иттрия на циклической вольтамперограмме происходит слияние волны электровосстановления фторборат-иона и хлоридных комплексов иттрия в растянутую по оси потенциалов волну восстановления. На анодных участках циклической вольтамперограммы наблюдаются волны окисления продуктов катодного цикла. Такая картина свидетельствует об

образовании боридов иттрия с полупроводниковым характером проводимости.

Полученные результаты по совместному электровосстановлению были взяты за основу при поиске условий высокотемпературного электрохимического синтеза боридных фаз иттрия.

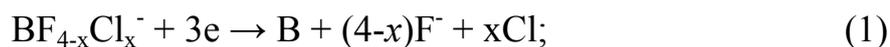
Электросинтез боридов иттрия осуществляли в расплавленной смеси  $KCl - NaCl - KBF_4$  при температуре 973 К на серебряном электроде. В этой системе в зависимости от состава и параметров электролиза получались как индивидуальная фаза бора, так и смеси фаз боридов иттрия, но основным продуктом является высший борид иттрия  $YB_6$ . При выборе концентрационных соотношений  $YCl_3$  и  $KBF_4$  необходимо принимать во внимание первую стадию электросинтеза, в течение которой идет выделение более электроположительного компонента бора. Выделение же иттрия начинается по мере выработки фторбората калия. В целом процесс электросинтеза боридов иттрия определяется следующими взаимосвязанными параметрами: составом электролитической ванны, напряжением на ванне, продолжительностью электролиза, температурой.

Состав продуктов электролиза определен рентгенофазовым анализом. Выход по току 82–85 %. Удельная поверхность порошка, 30,0–33,5 м<sup>2</sup>/г. Таким образом, получена достоверная информация о фазовом составе синтезированных посредством электролиза соединений. Показана возможность прямого электрохимического синтеза соединений  $YB_2$  и  $YB_6$  в галогенидных расплавах.

На основании вольтамперных исследований и фазового анализа продуктов потенцио- и гальваностатического электролиза можно сделать вывод, что процесс электросинтеза можно представить в виде последовательных стадий:

- выделение более электроположительного компонента (бор);
- выделение более электроотрицательного компонента (итрий) на предварительно выделенном боре;
- взаимная диффузия иттрия и бора с образованием соединений  $YB_2$  и  $YB_6$ .

Электрохимические процессы, происходящие при образовании данных соединений, можно представить следующими уравнениями:



где  $n=1, m=2, 6$ .

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДВОЙНЫХ  
СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ ИТТРИЯ И АЛЮМИНИЯХ. Б. Кушхов, Д. Л. Шогенова, Х.А. Желигаштов, А.А. Асанов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Иттрий является металлом, обладающим рядом уникальных свойств, и эти свойства в значительной степени определяют очень широкое применение его и его сплавов в промышленности сегодня и, вероятно, ещё более широкое применение в будущем. Особенно перспективно применение алюминиевых сплавов, легированных иттрием; они относятся к высокопрочным свариваемым термически упрочняемым сплавам, которые успешно используются в изделиях авиакосмической промышленности, атомная техника, автомобилестроение.

Целью данной работы было исследование совместного электровосстановления ионов иттрия с ионами алюминия на фоне эвтектического расплава  $KCl-NaCl-CsCl$  на вольфрамовом электроде, а также синтез интерметаллических соединений на их основе.

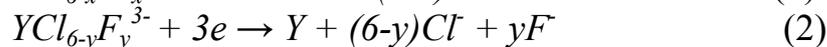
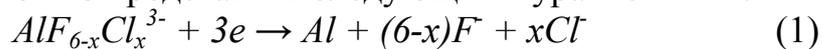
Для исследования совместного электровосстановления иттрия и алюминия на вольфрамовом электроде последовательно вводили в расплав гексафторалюминат натрия и трихлорид иттрия.

Волна электровосстановления фторалюминат-иона на серебряном электроде находится в области потенциалов  $-(2,0 \div 2,3)$  В относительно стеклоглеродного электрода сравнения. Она имеет s-образную форму, растянута по оси потенциалов. Кривые 2 и 3 соответствуют совместному электровосстановлению комплексов иттрия и алюминия. На анодной части видны две растворения продуктов катодного цикла. При увеличении концентрации иттрия и алюминия наблюдается рост предельного тока и смещении потенциалов в отрицательную область на катоде. Надо отметить, что волны электровосстановления фторалюминат-иона удается обнаружить при довольно высоких концентрациях ( $\sim 1,5-2,0 \cdot 10^{-4}$  моль/см<sup>3</sup>).

Исследования совместного электровосстановления иттрия и алюминия были проведены также при более высокой температуре в эквимольном расплаве  $NaCl - KCl$ . По сравнению с аналогичными процессами, происходящими более низкой температуре, процесс совместного электровыделения иттрия и алюминия в расплаве  $NaCl - KCl$  (973 К) протекает глубже, т.е. процесс сплавообразования выражен сильнее.

Таким образом, результаты вольтамперных измерений говорят о возможности осуществления совместного электровосстановления различных комплексных ионных форм иттрия и алюминия и электрохимического получения соединений  $Al_xY_y$  в различных соотношениях.

Электрохимические процессы, происходящие при образовании интерметаллидов можно представить следующими уравнениями:



Результаты исследования электрохимического поведения хлоридных расплавов, содержащих комплексные хлоридные ионы иттрия алюминия говорят о возможности осуществления электрохимического синтеза различных интерметаллических соединений на их основе. Эти результаты были взяты за основу при поиске условий высокотемпературного электрохимического синтеза.

Электролиз интерметаллидов алюминия и иттрия осуществляли из расплавленной смеси  $NaCl - KCl - YCl_3 - Na_3AlF_6$ .

При выборе концентрационных соотношений компонентов мы руководствовались следующими соображениями. Величина предельного тока более электроположительного компонента алюминия не должна быть слишком большой, так как в таком случае не достигается тока выделения иттрия. Следовательно, концентрация криолита в расплаве не должна быть высокой. К тому же выделяющийся на серебряном катоде алюминий при температурах проведения электролиза  $700^\circ C$  находится в жидком состоянии ( $t_{пл} = 670^\circ C$ ), а при больших концентрациях фторалюминат-иона на катоде будет выделяться достаточно много жидкого алюминия и образующаяся капля не будет удерживаться силами адгезии, - капля будет стекать с катода, не успевая насытиться восстанавливающимся иттрием. В итоге, сорвавшаяся капля жидкого алюминия, попав на дно контейнера-анода будет окисляться до иона  $AlF_6^{3-}$ .

При более низких температурах ( $873 K$ ) не обеспечивается полнота взаимодействия  $Al$  и  $Y$ , с повышением температуры выше  $1073 K$  увеличивается текучесть алюминия, выделяющийся металлический алюминий не удерживается на катоде и восстанавливающийся гадолиний не успевает взаимодействовать с алюминием. Поэтому оптимальной температурой процесса является  $973 K$ .

В данных системах в зависимости от состава и параметров электролиза были получены интерметаллиды состава  $Al_3Y$  и  $AlY_3$ , наличие которых подтверждено рентгенофазовым анализом. Результаты рентгенофазового анализа продуктов потенциостатического электролиза, проведенных при потенциалах завершения катодной волны, подтвердили наличие интерметаллических соединений состава,  $Al_3Y$  и  $AlY_3$ .

## ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ПЛОСКИХ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛАХ БРОМИСТОГО СЕРЕБРА

И. К. Азизов, Б. А. Белимготов,  
З. И. Карданова, А. Х. Лиев, А. Х. Ципинова

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Исследование с помощью оптического микроскопа плоских нано- и микроразмерных кристаллов галогенидов серебра (AgBr) выявило наличие окраски, охватывающей все цвета видимой области [1]. Среди плоских кристаллов, синтезированных нами, чаще других встречались светло-желтые окраски с отклонениями от неё в обе стороны вплоть до синей и оранжево-красной соответственно. В наборе плоских кристаллов встречались и такие, в которых имелись все цвета от фиолетового (синего) до красного (оранжевого) в центре, что свидетельствует о линзообразной форме толщины микрокристаллов.

При воздействии электромагнитным излучением видимого диапазона на кристаллы AgBr происходит выделение серебряных частиц на более дефектных местах кристаллов (рис. 1). Такими местами в линзообразных плоских кристаллах являются линейные дефекты, нарушающие правильное чередование атомных плоскостей. В отличие от точечных дефектов, нарушающих ближний порядок, дислокации нарушают дальний порядок в кристалле, искажая всю его структуру. С помощью автодекорирования мы показали наличие в линзообразной форме кристалла простейшего типа дислокации – винтовой дислокации. Здесь ни одна из атомных плоскостей не оканчивается внутри кристалла, но сами плоскости лишь приблизительно параллельны и смыкаются друг с другом так, что фактически кристалл состоит из единственной винтообразно изогнутой атомной плоскости. При каждом обходе вокруг оси дислокации эта плоскость поднимается (или опускается) на один шаг винта, равный межплоскостному расстоянию. Ось винтовой лестницы образует линию дислокации.

Чтобы проверить эти предположения, нами были проведены исследования плоских нано- и микрокристаллов бромистого серебра методом атомно-силовой микроскопии [2]. На рис.2а, б показан плоский микрокристалл бромистого серебра, не подвергнутый воздействию излучения, создающего серебряные центры.

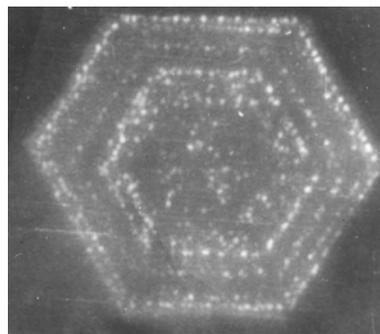


Рис. 1. Плоский кристалл AgBr, декорированный светом

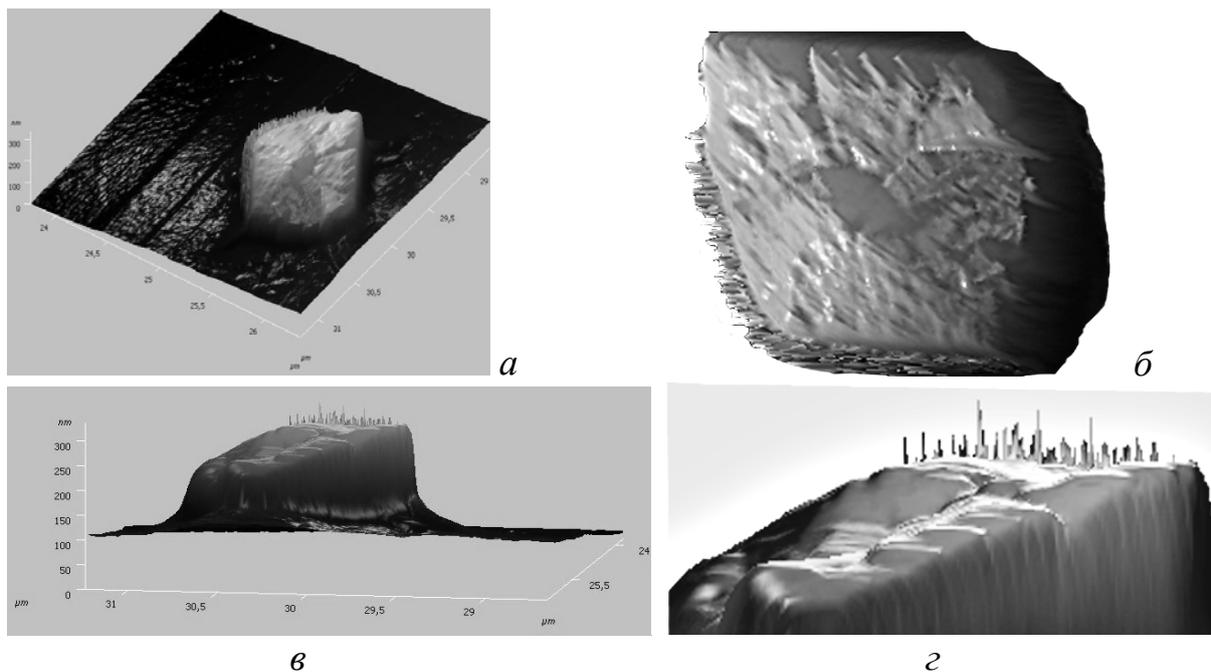


Рис. 2. Кристалл AgBr линзообразной формы

На этих рисунках хорошо видны неоднородности поверхности микрокристалла бромида серебра линзообразной формы. На рис. 2 (в, г) тот же кристалл, вид с боку, хорошо видны ступени роста кристалла. Несколько иначе обстоит дело в поведении плоских микрокристаллов монокристаллического типа (кристалл, с правильной кристаллической решёткой), т.е. с полностью завершёнными атомными плоскостями. Цвет таких кристаллов монокроматичен, поверхность кристаллов, как показали микроскопические исследования, имеют шероховатости (рис. 3а, б), по-видимому, обусловленные пульсацией концентрации ионов  $\text{Ag}^+$  во время роста плоских микрокристаллов из раствора.

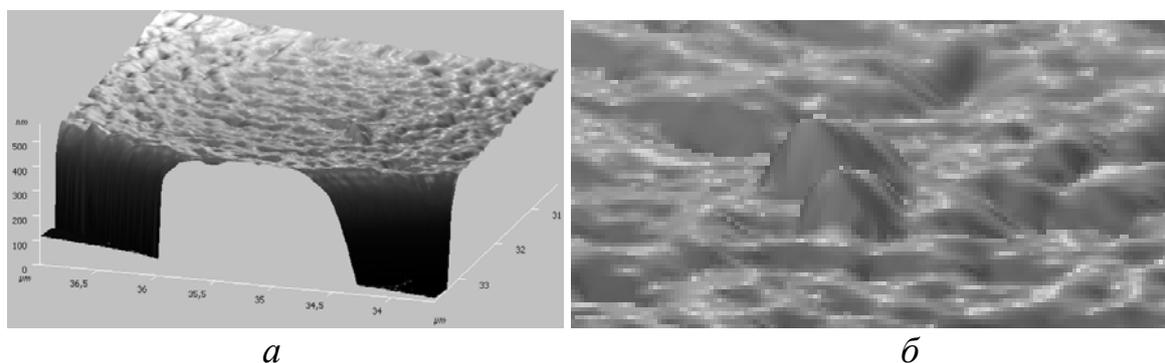


Рис. 3. Поверхность AgBr-кристалла с выделенным металлическим Ag

При облучении таких кристаллов излучением в области максимума поглощения AgBr происходит выделение серебряных частиц в очень огра-

ниченном количестве и в одном месте (рис. 3б), это указывает на то, что в плоских монокристаллах имеются незначительное количество дефектов, в отличие от кристаллов линзообразной формы.

Если по какой-либо причине в плоских микрокристаллах возникает локальное изменение показателя преломления, то, при сохранении его неизменным во всём остальном объеме, оно должно сразу обнаружить себя в виде появления локального изменения окраски на фоне неизменного цвета остального объема плоского микрокристалла.

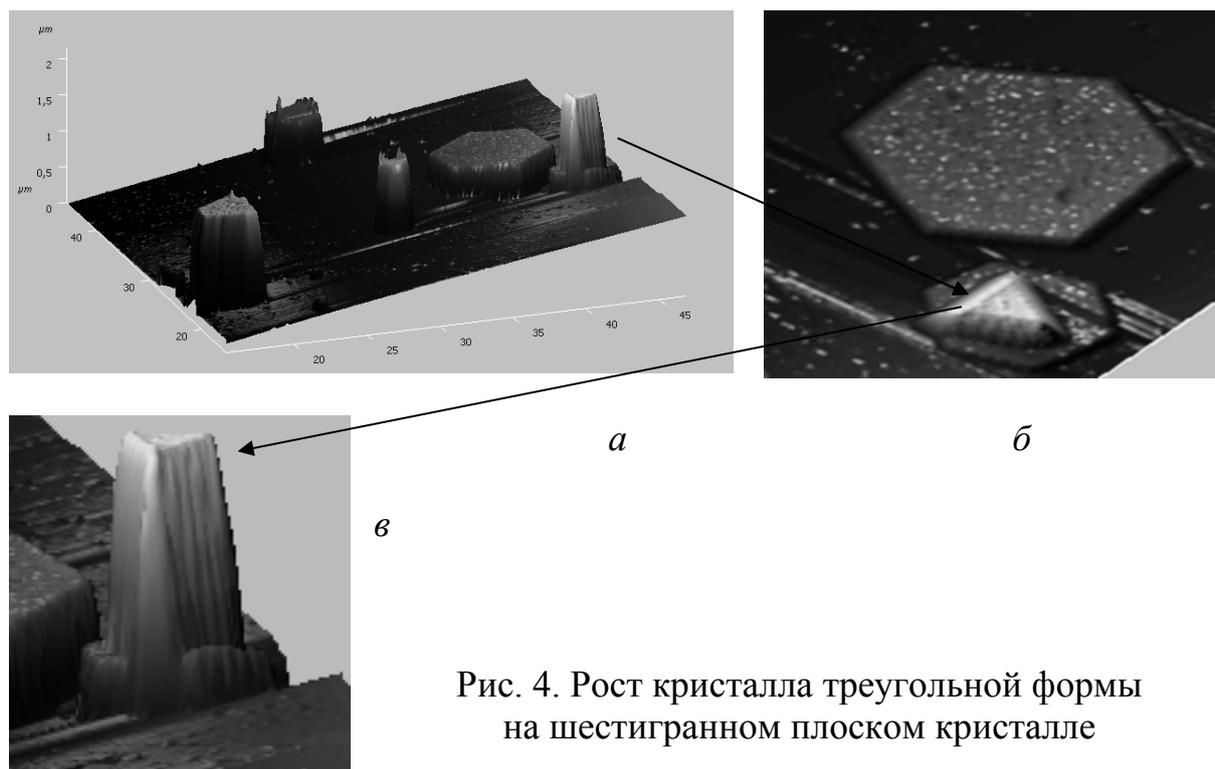


Рис. 4. Рост кристалла треугольной формы на шестигранном плоском кристалле

Примером такого типа явления служит рост кристалла треугольной формы на шестигранном плоском кристалле (рис.4а, б) – шестигранник меняет окраску (толщину) из-за расходования AgBr на рост кристалла треугольной формы. Этот процесс хорошо виден на увеличенном фрагменте (рис. 4в).

#### Литература

7. И.К. Азизов, А.Х.Лиєв, Х.Б.Хоконов, Кристаллография, 2003, том 48, №2, с. 3 46-349.
8. Б.А.Белимготов, А.М.Назранова, Э.Х.Шериева, Материалы VI международной конференции «Химия твердого тела и современные нано- и микротехнологии», Кисловодск, 2006, с. 333-336.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ СВОЙСТВ  
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕФОРМИРОВАННЫХ  
ГАЛОГЕНИДОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ

М. В. Астахов, А. О. Родин, В. В. Селезнев

Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический Университет), Москва

Сцинтилляторы находят широкое применение, в качестве детекторов, для регистрации  $\gamma$ - и  $\beta$ -излучений. Одним из основных параметров данных детекторов является время высвечивания сцинтиллятора, которое определяет быстродействие детектора в целом. Сцинтилляционные свойства являются структурно чувствительным параметрами и зависят от технологической предыстории образца. Несмотря на большое количество исследований свойств сцинтилляторов, влияние деформации на сцинтилляционные свойства галогенидов щелочных металлов изучено мало.

Один из методов, который позволяет целенаправленно вводить деформацию является метод интенсивной пластической деформации с последующим прессованием. Для подробного изучения влияния деформации на кинетику высвечивания были получены деформированные образцы поликристаллов с различными размерами кристаллитов, обладающие необходимой для исследований прочностью и прозрачностью. В результате исследований у образцов, полученных в диапазоне нагрузок прессования от 70 до 4400 МПа, установлено снижение времени высвечивания с ростом нагрузки. Основные результаты исследования представлены в таблице.

Таблица. Свойства деформированных сцинтилляторов

Образцы	BaF <sub>2</sub>	CdF <sub>2</sub>	PbF <sub>2</sub>	LaF <sub>3</sub>	CsI:Br	NaBi(WO <sub>4</sub> )
Монокристалл	650	940	320	160	27	12
Деформированный поликристалл	2,3±0,7	5,5±0,5	4,5±0,8	3,5±0,6	4,8±0,3	3,5±0,5

Показано, что деформация галогенидов металлов и некоторых сложных оксидов сцинтилляторов позволяет снижать их времена высвечивания в 10÷300 раз по сравнению с монокристаллами. Предложенный метод может быть использован для улучшения характеристик существующих сцинтилляционных материалов и создания новых быстродействующих сцинтилляторов.

Для объяснения механизма снижения времени высвечивания, поликристаллических деформированных сцинтилляторов проведены детальные рентгеноструктурные и РЭМ исследования образцов, полученных при раз-

личных нагрузках прессования. Полученные данные, на примере фторида бария, приведены на рис.

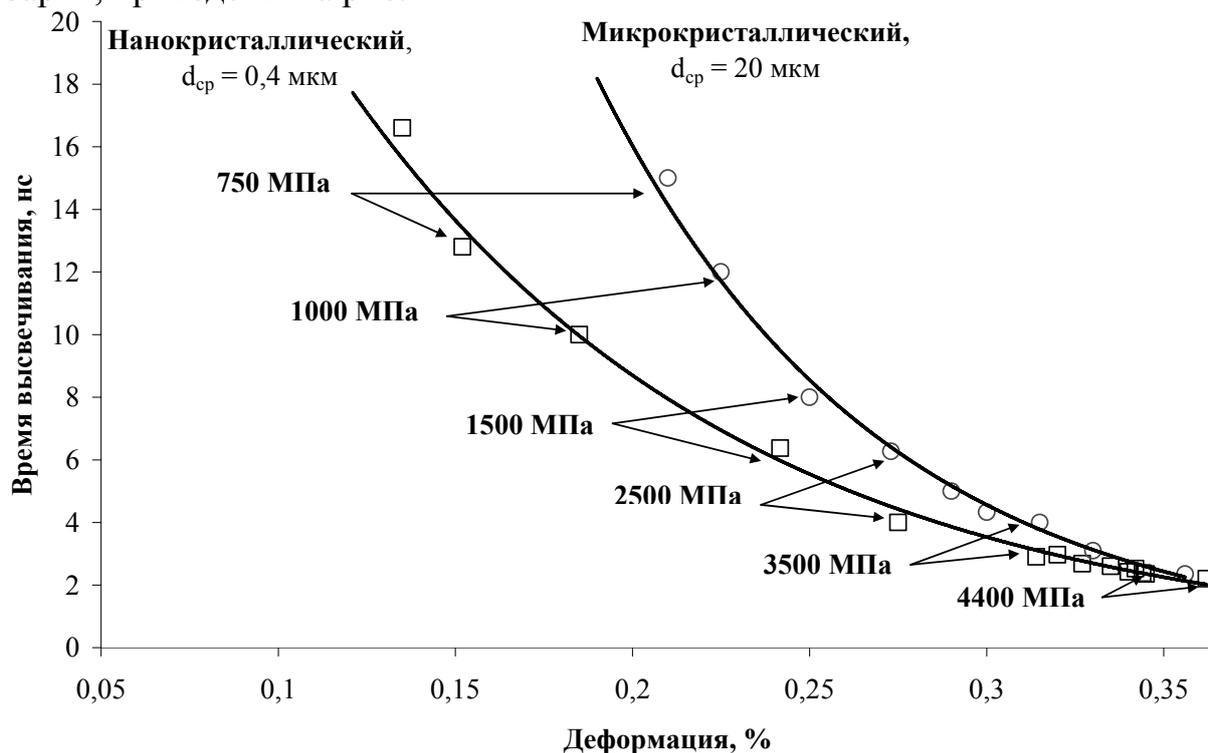


Рис. Зависимость времени высвечивания от деформации BaF<sub>2</sub>

Установлено, что увеличение нагрузки прессования приводит к накоплению дефектов кристаллического строения и увеличению деформации. Показано, что для двух серий образцов с размерами кристаллитов 20 мкм и 0,3 – 0,5 мкм наблюдается экспоненциальные зависимости снижения времен высвечивания при увеличении деформации. При этом время высвечивания для нанокристаллических деформированных образцов ниже, чем для микрокристаллических во всем диапазоне деформаций, за исключением области высоких нагрузок прессования. Время высвечивания монокристаллического сцинтиллятора определяется временем образования и миграции электронных возбуждений. Аннигиляция электронных возбуждений, с испускание квантов света, как правило, происходит на дефектах кристаллической решетки сцинтиллятора. Снижение времени высвечивания обусловленного уменьшения размеров кристаллитов может происходить из-за появления нового процесса рассеяния энергии электронных возбуждений. При уменьшении размеров кристаллитов резко возрастает частота столкновений с границами кристаллов и дефектами кристаллического строения. Это приводит к одному из двух типов рассеяния электронных возбуждений:

1. Переходное излучение, возникающее при пересечении границ, энергия которого в нерелятивистском случае пропорционально квадрату скорости электрона.

2. Тормозное излучение за счет изменения скорости электрона с приближением его к поверхности границ зерна и отражении от нее. Полное рассеяние энергии за одно отражение от поверхности можно оценить выражением:

$$\Delta E \approx 4 e^2 E^{3/2} / m^{3/2} l c^3, \quad (1)$$

где  $v$  – скорость электронного возбуждения, а  $2l$  - характерный тормозной путь до границы зерна, на котором электрон сначала замедляется, а затем отражается  $e$ ,  $E$  и  $m$  – заряд, энергия и масса электрона.

Средняя скорость потерь энергии электронного возбуждения для поликристалла с размером частиц  $d$ , определяется умножением выражения (1) на частоту столкновений с границами частиц:

$$dE/dt \approx 6e^2 E^2 / m^2 l c^3 d \quad (2)$$

Решение уравнения (2) дает зависимость потерь энергии электронного возбуждения от времени:

$$1/E \approx 1/E_0 + 6e^2 t / m^2 l c^3 d \quad (3)$$

Отсюда характерное время уменьшения диссипации энергии электронного возбуждения можно оценить выражением:

$$\tau \approx m^2 l c^3 d / 12 e^2 E_0 \quad (4)$$

Для случая поликристалла, поглотившего квант с энергией 100 КэВ и характерном тормозном пути 0,5 нм и размере частиц порядка микрон это время составит величину порядка  $10^{-9}$  с, что находится в хорошем согласии с полученными результатами.

Показана, что увеличение деформации вместе с уменьшением размеров кристаллитов сцинтилляторов галогенидов металлов приводит к снижению времени высвечивания в 10 – 300 по сравнению с монокристаллами. Предложен механизм, объясняющий значительное снижение времен высвечивания, согласно которому уменьшение размеров кристаллов и увеличении дефектов кристаллического строения приводят к диссипации энергии возбужденного электрона через каналы тормозного излучения, поэтому релаксация энергии может идти гораздо быстрее, чем в объемных кристаллах. Проведенные расчеты показывают качественное совпадение экспериментальных данных с расчетными.

К ВОПРОСУ О СНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ  
КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМАХ С  
ХИМИЧЕСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ КОМПОНЕНТ

А. А. Ахкубеков, А. М. Багов, М.-А. В. Зубхаджиев, Ж. М. Мамаева

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Не смотря на обширные теоретические и экспериментальные исследования проблемы  $\Delta T$ -эффекта [1–6], нет единого взгляда на ее природу:

1. Какова длительность существования образовавшейся жидкости в контакте при  $T_{КП}^{\Delta} < T_{Н.ЭВТ}$  (где  $T_{КП}^{\Delta}$  – температура  $\Delta T$ -эффекта,  $T_{Н.ЭВТ}$  – температура наинизшей эвтектики на диаграмме состояния)?

2. Практически отсутствуют исследования, посвященные временной и температурной зависимости фазообразования, фазового перехода.

3. Нет однозначного ответа о природе и механизме начальной стадии контактного (эвтектического) плавления, низкоплавкости стабильных и метастабильных эвтектик.

4. Практически отсутствуют исследования состава образующейся метастабильной жидкости. Согласно диаграммам состояния точка пересечения продолжения соответствующих линий ликвидус, во многих случаях, не совпадает с составом стабильных эвтектик, например, в системах  $Tl-Te$  и  $Cd-Sb$ .

Цель работы, более подробное изучение временной и температурной зависимости  $\Delta T$ -эффекта в системе  $In-Vi$ , при наличии электропереноса.

Исследования проводились по методике [2] с дополнениями. Образцы в нижних штоках были свободными, что позволяло им, если они соединились, двигаться вверх вместе с верхним образцом. Таким образом, появлялась возможность, непосредственно при  $T_{КП}^{\Delta}$ , проверить проявление метастабильного КП.

Анализ таблицы (п.п. 1–9) позволяет сделать следующее заключение: если понижение температуры КП наблюдается между отдельно взятыми парами, относительно рассматриваемой эвтектики, то в системе А-В будет наблюдаться  $\Delta T$ -эффект. Если в одной из пар не будет выполняться это условие, то  $\Delta T$ -эффект не будет наблюдаться в целом в системе А-В.

Испытание на разрыв области соединения (опыт № 4 (см. табл.)) показало, что груз массой 0,35 кг, подвешенный к  $In$ , не привело к разрыву зоны контакта, площадь сечения которой составляет  $2,25 \text{ мм}^2$ .

На наш взгляд, сформулированное условие (правило) можно предложить как достаточное для проявления  $\Delta T$ -эффекта. Данное условие не противоречит выводам работ [6, 7].

Не отрицая метастабильной природы эффекта, анализируя таблицу, используя литературные данные о низкоплавкости эвтектик, нами предлагаются следующие подходы к объяснения природы  $\Delta T$ -эффекта:

№ пп	Система	Плотность тока, А/мм <sup>2</sup>	Время опыта, час	Температура, °С		ΔT, °С	Результаты контакта			Примечание	
				T <sub>ЭВТ</sub>	T <sub>КП</sub> <sup>Δ</sup>		«←»*	0	«→»*		
1	In-Bi	0,5	8·10 <sup>-4</sup> – 14·10 <sup>-4</sup>	72.4	68	4.4	несоед.	несоед.	соед.	«+»- разрыв с уси- лием	
2							несоед.	соед.	соед.		
3							несоед.	соед.	соед.		
4							несоед.	соед.	соед.		
5							несоед.	соед.	соед.		
6			0.25				соед.	соед.	соед.		
7			1				0,25	соед.	соед.		соед.
8			0,5				4	несоед.	соед.		соед.
9								70	2.4		соед.
10	In-In <sub>2</sub> Bi	0,5	1	72.4	63,5	8,9	соед.	соед.	несоед.		
11			20		67	5,4	соед.	соед.	соед.		
12	In <sub>2</sub> Bi- InBi	0,5	2	90	85	5	соед.	соед.	соед.		
13			4				соед.	соед.	соед.		
14			5				соед.	соед.	соед.		
15			10				соед.	соед.	соед.		
16	In <sub>2</sub> Bi-Bi	0,5	4	нет	85	5	соед.	соед.	соед.		
17					84	6	соед.	соед.	соед.		
18					82	8	соед.	соед.	соед.		
19					80	10	соед.	соед.	соед.		
20					74	16	соед.	соед.	соед.		
21	InBi-Bi	0,5	3	110	103	7	соед.	соед.	соед.		

\* – полярность на верхних образцах

1. Для проявления ΔT-эффекта не является необходимым подавление критических зародышей твердых химсоединений (интерметаллидов), т.к. изначально проявление ΔT-эффекта предполагает их наличие, т.е. в системах, где нет химсоединений не должно быть ΔT-эффекта.

Если изначально система содержит один конгруэнтно плавящийся интерметаллид, то критические условия в котором он зарождается – импульсный режим, наличие электрических полей, градиентов температур и т.д., ниже температуры равновесной эвтектики, приводят к уменьшению как размера образующегося интерметаллида, так и переходной зоны в целом, т.е. мы имеем размерную зависимость фазового перехода, плавления [8, 9]. Если два и более интерметаллида, рассуждения приведенные выше справедливы и в этом случае, только речь идет об участии интерметаллида, который участвует в образовании новой метастабильной эвтектики.

2. Учитывая, что в жидкой фазе, сохраняется квазиупорядоченная структура [10], взаимодействие компонентов А или В с промежуточным химсоединением с открытым максимумом или химсоединением образо-

вавшегося по перитектической реакции, может привести к синтезу новых соединений, отличающихся от исходного интерметаллида  $A_mB_n$ . Это равносильно образованию многокомпонентной эвтектики. Так же не исключена возможность образования псевдобинарной эвтектики  $A-A_mB_n-B$  в результате «деформации» – образованию «минимума» на диаграмме состояния, т.к. соединения  $A_mB_n$  могут играть роль самостоятельного компонента. К примеру, в системе In-Vi пара In-In<sub>2</sub>Vi, приводит к образованию эвтектики In+In<sub>2</sub>Vi – это доказано многократно.

В заключении отметим, что на многие вопросы, возникающие при решении проблемы  $\Delta T$ -эффекта, могут дать ответы исследования образующейся жидкости, «отобранной» в момент ее появления и роста: жидкости, на которую не успели повлиять подложки исходных компонентов А и В, или химсоединения, которые могут образоваться на границе с жидкостью одного из компонентов. Для этого разработан и осуществлен способ «забора» квазижидкости из зоны контакта в требуемых условиях, описание которого будет в последующих статьях.

#### Литература

1. Палатник Л.С. Неравновесные и квазиравновесные состояния в сплавах: Автореф. дисс. док. физ.-мат. наук. Харьков, 1952.
2. Рогов В.И. Исследование контактного плавления металлических систем тел в диффузионном режиме. Дисс.канд.физ.-мат. наук. Нальчик, КБГУ. 1969. – 183 с.
3. Михайлюк А.Г. Исследование кинетики контактного плавления металлов в нестационарно-диффузионном режиме: Дисс. канд. физ.-мат. наук. Нальчик: 1971.
4. Кармоков А.М. Контактное плавление в эвтектических композициях и сложных системах; Автореф. дисс. канд.-физ.мат.наук.Томск, 1978. 19 с.
5. Хайрулаев М.Р. Контактное плавление в бинарных системах с химическим взаимодействием компонентов. Дисс. канд. физ.-мат. наук. Нальчик, КБГУ, 1975. 150 с.
6. Саввин В.С. Фазовые переходы первого рода в контакте низкоплавких металлов. Дисс. канд. физ.-мат. наук. Екатеринбург: УГТУ-УПИ. 2009.
7. Хайрулаев М.Р., Гусейнов А.Н., Современное состояние вопроса о контактном плавлении в системах с химическим взаимодействием компонентов // Поверхностные свойства расплавов. Киев: Наукова думка. 1982. С. 259–267.
8. Гладких Н.Т. и др. // Металлофизика и новейшие технологии. 1995. Т. 17. № 3. С. 54.
9. Ахкубеков А.А., Орквасов Т.А., Созаев В.А. Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе. М.: Физматлит. 2008. 152 с.
10. Залкин В.М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. М.: Metallurgia, 1987. 152 с.

УДК 539.11

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОЙ  
ФОТОЭДС МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ *p*-ТИПА

В. А. Витошко, И. Б. Кануков, Е. А. Крохалев, В.К. Люев

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

Локализованные электронные состояния играют определяющую роль в большом круге электронных явлений, происходящих на поверхности полупроводника. Наиболее важным с практической точки зрения, как показано в работах [1–4], является случай поверхностных электронных состояний (ПЭС) на границе раздела диэлектрик – полупроводник. В связи с этим были проведены исследования методом поверхностной фотоэдс реальной поверхности монокристаллического кремния *p*-типа при температурах 289–473 К.

В настоящей работе исследования поверхностной фотоэдс проводились на высокоомном кремнии *p*-типа (с удельным сопротивлением 10 Ом см). Кристалл вырезался по направлению (111), размеры образца после стандартной обработки (шлифовка, полировка) составляли 20×5×5 мм.

Исследуемый образец помещается в колодку с омическими контактами, в качестве омических контактов использовался сплав In с Ga в процентном соотношении 83,3:16,7. Образец освещался монохроматическим светом с длинами волн 400, 510, 550, 480, 610 -620, 690 (нм) и белым светом от источника А (температура излучения 1000±80 °С). Сигнал с образца подавался на осциллограф (ЕО-213). Параллельно к образцу подключалось нагрузочное сопротивление 10<sup>4</sup> Ом. Схема установки изображена на рис. 1.

Измерения поверхностной фотоэдс полученные в результате эксперимента приведены в таблицах 1 и 2.

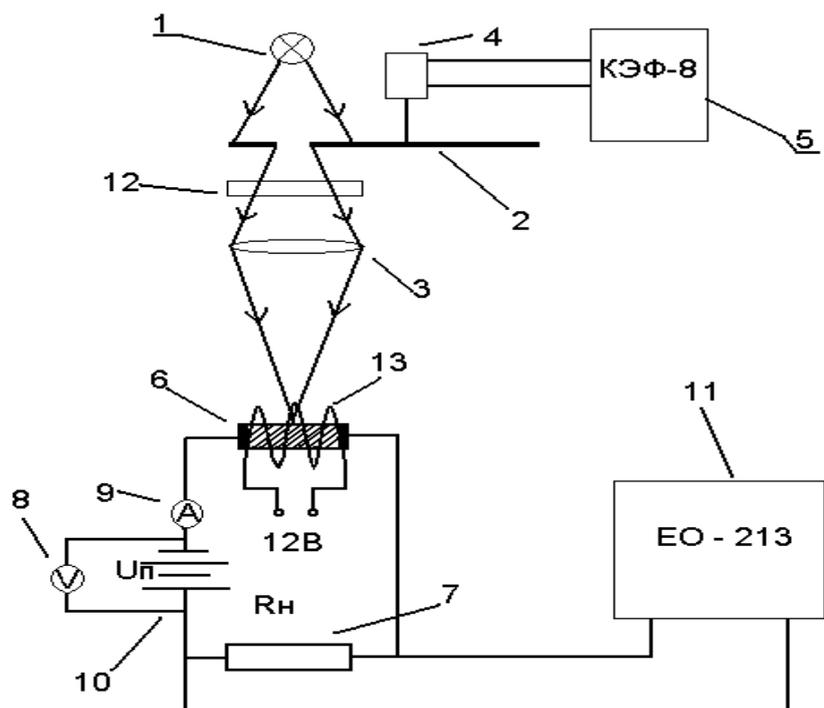


Рис.1. Схема экспериментальной установки: 1 – источник света; 2 – диск; 3 – оптическая система; 4 – электродвигатель; 5 – блок питания КЭФ-8; 6 – образец; 7 – магазин сопротивлений МСР-63; 8 – вольтметр В7-40; 9 – амперметр; 10 – блок питания ВУП-2М; 11 – осциллограф ЕО-213; 12 – светофильтр; 13 – печь

Таблица 1. Поверхностный потенциал реальной поверхности монокристаллического кремния КДБ-10, измеренный при различных значениях температуры, и длины волны падающего света

T, K	$\lambda=400$ нм	$\lambda=510$ нм	$\lambda=550$ нм	Белый свет
293	0,008±0,002	0,125±0,023	0,024±0,004	0,145±0,026
313	0,008±0,002	0,09±0,016	0,016±0,003	0,105±0,019
333	–	0,07±0,013	0,01±0,003	0,08±0,016
353	–	0,055±0,01	0,006±0,001	0,06±0,012
373	–	0,04±0,007	–	0,04±0,007
393	–	0,03±0,005	–	0,03±0,005
413	–	0,02±0,004	–	0,02±0,004
433	–	0,01±0,003	–	0,01±0,003
453	–	0,006±0,001	–	0,006±0,001
473	–	0,004±0,0007	–	0,004±0,0007

При облучении монохроматическим излучением с  $\lambda=480, 610-620$  и  $690$  нм, поверхностный потенциал не был зарегистрирован.

Таблица 2. Поверхностный потенциал реальной поверхности монокристаллического кремния КДБ-10, измеренный при понижении температуры

T, K	$\lambda=510$ нм	Белый свет
293	$0,04\pm 0,007$	$0,035\pm 0,006$
313	$0,03\pm 0,005$	$0,025\pm 0,005$
333	$0,025\pm 0,005$	$0,02\pm 0,004$
353	$0,02\pm 0,004$	$0,02\pm 0,004$
373	$0,015\pm 0,003$	$0,015\pm 0,003$
393	$0,01\pm 0,003$	$0,01\pm 0,003$
413	$0,008\pm 0,002$	$0,008\pm 0,002$
433	$0,008\pm 0,002$	$0,008\pm 0,002$
453	$0,006\pm 0,001$	$0,006\pm 0,001$
473	$0,007\pm 0,001$	$0,007\pm 0,001$

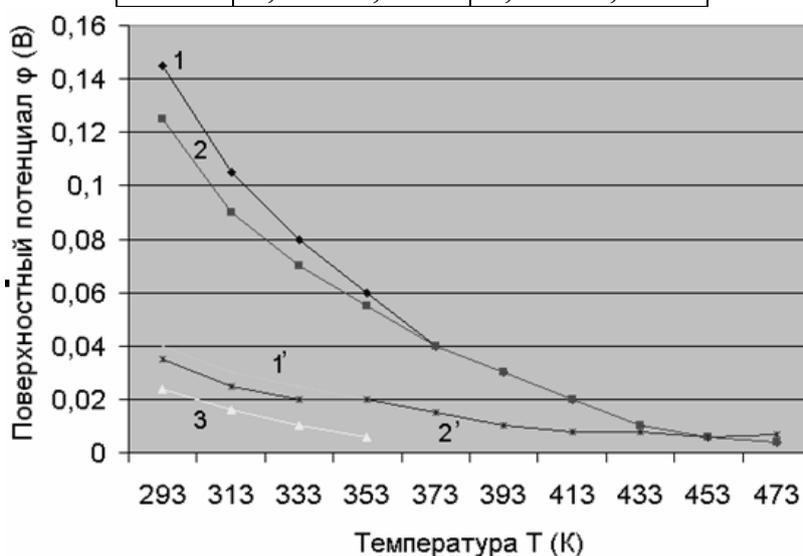


Рис. 2. Зависимость поверхностного потенциала  $\phi$  от температуры  $T$  (1, 2, 3 – при нагревании, 1', 2' – при охлаждении), для белого света, 510, 550 нм, соответственно

На рис. 2 представлены температурные зависимости поверхностного потенциала при облучении образца белым светом и светом с длинами волн 510 и 550 нм. Полученные зависимости свидетельствуют о том, что при повышении температуры поверхностный потенциал уменьшается по экспоненциальному закону. Причем нагрев образца до 413 К приводит к уменьшению поверхностного потенциала примерно в 10 раз. Дальнейшее нагревание до 473 К не вызывает существенного уменьшения поверхностного потенциала. Замечено, что на реальной поверхности поверхностный потенциал самый большой при облучении белым светом. При облучении образца монохроматическим светом с различными длинами волн исследования показали, что величина поверхностного потенциала падает с увели-

чением длины волны. Интересными на наш взгляд являются результаты полученные при понижении температуры от 473 К до комнатной. Эти эксперименты были поставлены с целью проверки воспроизводимости результатов измерений. Оказалось что результаты измерений совпадают при понижении температуры примерно до 413 К. Значения поверхностного потенциала при дальнейшем понижении температуры лежат гораздо ниже.

Адсорбционно – десорбционные процессы оказывают существенное влияние на энергетический спектр и кинетические параметры практически всех групп ПЭС. Благодаря этому изменяются заряд и потенциал поверхности, темп генерационных и рекомбинационных процессов и другие электрофизические свойства системы диэлектрик – полупроводник. В реальной атмосфере содержатся, как известно, молекулы воды. В первую очередь молекулы воды адсорбируясь на поверхности влияют на процессы происходящие в таких структурах. Процессы диссоциации молекул воды на прямую связаны с возбуждением электронной подсистемы полупроводника. С другой стороны процессы десорбции газов с поверхности оказывают сильное влияние на поверхностный потенциал, о чем свидетельствуют полученные результаты. Отличие зависимости  $\phi(T)$ , при повышении температуры вероятнее всего связаны с десорбционными процессами.

#### Литература.

1. Остроумова Е. В. Спектры поверхностных состояний в кремнии р-типа // ФТП. – 1975. – 9, №8. – С. – 1503 – 1506.
2. Дмитрук Н. Л. Структура, электронные состояния и электрофизические свойства поверхности арсенида галлия // Извест. вузов. Физика. – 1980. – №1. – С. – 38 – 54.
3. Антошук В. В., Примаченко В. Е., Снитко О. В. Инфракрасные спектры поверхностной фотопроводимости и фотоэдс *n*-Si // ФТП. – 1977. – 11, №2. – С. – 305 – 309.
4. Бедный Б. И., Калинин А. Н., Карпович И. А. Влияние адсорбции атомов металлов в вакууме на свойства реальной поверхности германия // извест. вузов. Физика. – 1976. – №4. – С. – 123 – 124.

УДК:541.175:549.76

СИНТЕЗ МОЛИБДАТА И ВОЛЬФРАМАТА МЕДИ С  
МИКРОМЕТРИЧЕСКИМИ РАЗМЕРАМИ ЧАСТИЦ В  
РАСПЛАВАХ И ТВЕРДОЙ ФАЗЕ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ

$[\text{Li}_2\text{Mo}(\text{W})\text{O}_4\text{-Na}_2\text{MoO}_4]_{\text{эвт.}}$ - $\text{CuSO}_4$  И  $\text{CuSO}_4\text{-Mo}(\text{W})\text{O}_3$

Ю. Л. Карданова, Г. К. Шурдумов, А. М. Кармоков

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Молибдат и вольфрамат меди обладают рядом практически важных свойств (катализаторы в неорганической и органической химии, полупроводник и низкоразмерный антиферромагнетик и др).

В настоящее время в литературе известен ряд методов получения молибдата и вольфрамата меди, основанные на реакциях твердофазного взаимодействия  $\text{MoO}_3$  ( $\text{WO}_3$ ) с  $\text{CuO}$ ,  $\text{CuO}$  с  $\text{H}_2\text{MoO}_4$  ( $\text{H}_2\text{WO}_4$ ),  $\text{H}_2\text{MoO}_4$  ( $\text{H}_2\text{WO}_4$ ) с  $\text{Cu}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$ , обменных реакций  $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  с  $\text{Na}_2\text{WO}_4$ , каждый из которых страдает рядом недостатков, связанных с общеизвестными особенностями твердофазных реакций и гидролитическими процессами солей d-элементов в водных растворах. В этой связи, с учетом значимости молибдата и вольфрамата меди, возникает проблема разработки рациональных методов синтеза этих веществ. В рамках ее решения авторы настоящей работы для оптимизации процесса получения  $\text{CuMo}(\text{W})\text{O}_4$  исходя из факта повышенной реакционной способности веществ в ионных расплавах и в момент их формирования, воспользовались реакциями в системах  $[\text{Li}_2\text{Mo}(\text{W})\text{O}_4\text{-Na}_2\text{MoO}_4]_{\text{эвт.}}$ - $\text{CuSO}_4$  и  $\text{CuSO}_4\text{-Mo}(\text{W})\text{O}_3$ .

В ней дан термодинамический анализ процессов взаимодействия реагентов в указанных системах и установлена принципиальная их возможность. При этом в отношении систем  $\text{CuSO}_4\text{-Mo}(\text{W})\text{O}_3$  установлен факт их большей чувствительности к температуре по сравнению с системами  $\text{CuO-Mo}(\text{W})\text{O}_3$ , что иллюстрируются представленными на рис. 1 графиками функций  $\Delta G = \varphi(T)$ .

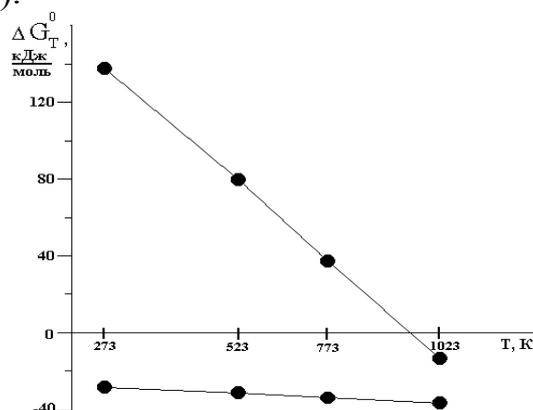


Рис. 1. Зависимость изобарного потенциала реакций синтеза  $\text{CuWO}_4$  в системах: 1.  $\text{CuSO}_4\text{-WO}_3$ ; 2.  $\text{CuO-WO}_3$

Эти соображения находят подтверждение в данных по кинетике реакций в системах  $\text{CuSO}_4\text{-Mo(W)O}_3$  при  $700\text{ }^\circ\text{C}$ , из которых следует, что реагенты переходят в повышенное реакционноспособное состояние за относительно короткое время (40 минут), что иллюстрируются данными, представленными на рис. 2 для системы  $\text{CuSO}_4\text{-WO}_3$ .

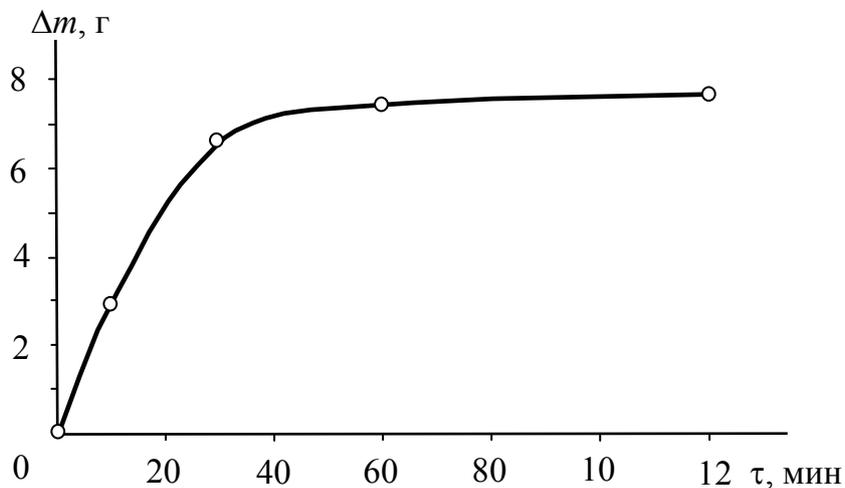


Рис. 2. Функция  $\Delta m = \varphi(\tau)$ ,  $t = 700\text{ }^\circ\text{C}$

Из рис. 2 видно также, что за указанное время степень превращения реагентов в продукты реакции приближается к 90 %, тогда как достижение их 99,92 % превращений достигается только через 80 минут. Из этого следует, что реакции в изученных системах относятся к топохимическим и протекают в двух режимах – кинетическом и диффузионном, что находит подтверждение и в расчетах их кинетических параметров, например,  $\lg[-\lg(1-\alpha)] = \varphi(\lg\tau)$ . В работе подробно обсуждаются условия синтеза  $\text{CuMoO}_4$  и  $\text{CuWO}_4$  как в расплавах, так и в твердой фазе (стехиометрическое соотношение реагентов, температура  $490\text{--}600\text{ }^\circ\text{C}$  в расплавах и  $700\text{ }^\circ\text{C}$  в твердой фазе и другие). Идентификация синтезированных  $\text{CuMoO}_4$  и  $\text{CuWO}_4$  проводилась методами химического, РФА и рентгенофлуоресцентного анализов. По данным химического анализа содержание основных веществ в синтезированных препаратах и их выход составил соответственно: 1) в расплавах:  $\text{CuMoO}_4$  – 99,45 % и 99,50 %;  $\text{CuWO}_4$  – 99,74 % и 99,57 %; 2) в твердой фазе:  $\text{CuMoO}_4$  – 99,41 % и 96,00 %;  $\text{CuWO}_4$  – 99,37 % и 99,80 %.

Средний размер синтезированных  $\text{CuMoO}_4$  и  $\text{CuWO}_4$  по данным седиментационного анализа оценивается в  $7 \cdot 10^{-6}$  м.

Как следует из изложенного авторам работы удалось разработать высокопроизводительные способы синтеза  $\text{CuMoO}_4$  и  $\text{CuWO}_4$ , которых по качеству, в соответствии с существующим ГОСТом, можно отнести к группе веществ марки «х.ч.» и микрометрическими размерами частиц.

УДК:541.175:549.76

СИНТЕЗ ИЗОМОРФНЫХ СМЕСЕЙ МОЛИБДАТА И ВОЛЬФРАМАТА  
СТРОНЦИЯ В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Na, Sr||NO<sub>3</sub>, MoO<sub>4</sub>, WO<sub>4</sub>

А. М. Кармоков, З. В. Шурдумова, Г. К. Шурдумов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Изоморфные смеси (твердые растворы) из молибдатов и вольфрамов щелочноземельных металлов находят широкое применение в различных отраслях науки и техники и, в частности, в производстве рентгеновских экранов, люминесцентных ламп и др. В связи с этим разработка рациональных способов синтеза этих фаз представляет научный и практический интерес.

В работе проблема решена на основе обменных реакции нитрата стронция с молибдатом и вольфрамом натрия в расплавах четверной взаимной системы Na, Sr||NO<sub>3</sub>, MoO<sub>4</sub>, WO<sub>4</sub> термодинамический анализ которых показал их глубокую направленность в сторону формирования изоморфных смесей SrMoO<sub>4</sub>, SrWO<sub>4</sub>. Их энергетика для процессов с участием молибдатов и вольфрамов натрия, стронция оцениваются, соответственно, в -44,76 и -39,66 кДж/моль при 298 К.

Как следует из качественного состава системы, использованной для синтеза изоморфных смесей SrMoO<sub>4</sub> и SrWO<sub>4</sub> и анализа протекающих в ней процессов, чистота образующихся твердых растворов определяется исключительно качеством исходных веществ, поскольку нет никаких предпосылок к процессам фазообразования между молибдатом и вольфрамом стронция и нитратом натрия. Чистота синтезированных изоморфных смесей оценивается в 99,89 % по обоим компонентам.

Разработанная в работе технология синтеза изоморфных смесей SrMoO<sub>4</sub> и SrWO<sub>4</sub> имеет комплекс преимуществ перед известными способами, в числе которых:

- низкая температура процесса(300-350 °С);
- реакция в расплавах нитратов протекает по механизму ионных, и кинетически относятся к группе мгновенных;
- нитраты щелочных металлов прекрасно растворяются в воде, и нерастворимая в ней изоморфная смесь из молибдата и вольфрамата легко отмывается от них.

Отметим, что средние размеры частиц синтезированных изоморфных смесей SrMoO<sub>4</sub> и SrWO<sub>4</sub> оцениваются в  $8 \cdot 10^{-7}$ – $14,2 \cdot 10^{-6}$  м.

ЗАВИСИМОСТЬ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ МКП ОТ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯХ. Х. Лосанов<sup>1</sup>, И. Н. Сергеев<sup>1</sup>, А. М. Кармоков<sup>1</sup>,  
О. А. Молоканов<sup>1</sup>, С. К. Кулов<sup>2</sup>, Ю. А. Борисова<sup>2</sup>,  
Ю. В. Щапова<sup>2</sup>, С. П. Широкова<sup>2</sup>, Е.Н. Макаров<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Одним из основных параметров, определяющих надежность и долговечность работы современных электронно-оптических преобразователей является газосодержание и газовыделение материалов, использованных при их изготовлении. В связи с этим исследование влияния на газовыделение технологических режимов изготовления микроканальных пластин (МКП) изделий является важной задачей. В настоящей работе изучено поведение газовыделения образцов МКП, полученных при различных технологических режимах, что имеет не маловажную роль при эксплуатации МКП.

Исследования газовыделения проводились на сверхвысоковакуумной установке. Для откачки использовался магниторазрядный насос НОРД-100 в насыщенном состоянии с номинальной скоростью откачки 100 л/с. Состав остаточного газа изучался масс-спектрометром ИПДО-2.

В процессе экспериментов образцы ступенчато нагревали в вакууме от 150 до 550 °С и на температурных полках регистрировали парциальные газовые потоки  $g_i$ . По этим данным строили температурные и временные зависимости  $g_i$  и рассчитывали количество выделившегося газа  $Q_i$ . Серия опытов включала также измерение фоновое газовыделения камеры, которое проводилось без образца в измерительной ячейке.

Измерение газовыделения проводилось методом потоков в динамическом режиме по ГОСТ 15624-75. При понижении напряжения питания магниторазрядного насоса его быстродействие понижается пропорционально этому напряжению, и для насосов с титановыми катодами эта пропорциональность сохраняется до напряжения 150 В. С помощью ЛАТРа напряжение питания насоса, а, следовательно, и фактическая скорость откачки подбиралась такой, чтобы насос работал устойчиво, а интенсивность масс-пиков была достаточной для регистрации их изменения со временем. Быстродействие насоса при этом составляло 5 ч. 10 л/с.

Парциальные потоки  $g_i$  определялись по соотношению

$$g_i = S_i p_i$$

где  $p_i$  и  $S_i$  — парциальное давление  $i$ -го компонента и скорость его откачки, соответственно.

Масс-спектры записывались графопостроителем, и интенсивности масс-пиков пересчитывались в ионные токи компонентов. При измерении парциальных давлений с помощью омегатронного датчика величина  $p_i$  (мм рт. ст.) определяется как

$$p_i = \frac{10^4 I_i}{\varphi_i},$$

где  $I_i$  — регистрируемый омегатроном ток ионов  $i$ -го компонента;  $\varphi_i$  — относительная вероятность ионизации (коэффициент относительной чувствительности)  $i$ -го компонента. Окончательно величина парциального потока выражается соотношением

$$g_i = 10^4 S_i I_i / \varphi_i.$$

Перед измерениями, с целью уменьшения фонового газовыделения, камера с образцом прогревалась от внешнего нагревателя в течение 60 мин. при температуре стенок  $\sim 200$  С и интегральном давлении в камере  $\sim 2 \div 4 \times 10^{-6}$  тор. При этом температура образца, размещенного в измерительной ячейке, благодаря защитным экранам, была существенно ниже температуры стенок камеры и не превышала  $125$  °С. Затем камера с образцом охлаждалась до  $\sim 60$  °С, при этом давление в камере опускалось ниже  $1 \times 10^{-6}$  тор, а интегральный газовый поток падал до  $g \ll 1 \times 10^{-7}$  л×тор/с. С этого состояния образца начиналось исследование.

В качестве начальной температуры отжига было выбрано  $150$  °С, что позволяло обнаружить адсорбированную воду, оставшуюся на поверхности образцов после прогрева до  $\sim 125$  °С. Максимальная температура отжига  $550$  °С ограничивалась размягчением стекла и короблением пластин.

Температура измерялась цифровым термометром с хромель-алюмелевой термопарой из проводов диаметром  $0,18$  мм. Термопара находилась в тепловом контакте с образцом на  $\sim 1/2$  его радиуса.

Нагрев образца производился ступенями по  $20$  °С со средней скоростью около  $2$  °С/мин. Запись спектров газовыделения проводили, начиная с температуры  $150$  °С, во время кратковременных выдержек при каждой температуре. Записывались масс-пики с массовыми числами  $2$  ( $H_2$ ),  $14$  ( $CH_2$ ),  $15$  ( $CH_3$ ),  $16$  ( $CH_4$ ),  $18$  ( $H_2O$ ),  $28$  ( $CO$ ),  $40$  ( $C_3H_4$ ),  $44$  ( $CO_2$ ). Каждый из пиков представляет собой суперпозицию нескольких однозарядных и двухзарядных ионов.

Анализ вклада различных компонентов в тот или иной пик в данной работе не проводился. Температурные зависимости парциальных газовых потоков приводятся для 5-и масс-пиков с массовыми числами  $2$ ,  $18$ ,  $28$ ,  $40$  и  $44$ .

Для учета вклада стенок камеры в общее газовыделение и исключения этого вклада из окончательных данных был проведен «холостой» опыт (нагрев камеры без образца). Температурные зависимости парциальных

потоков «холостого» опыта вычитались из полученных температурных зависимостей для всех образцов. Интегральный газовый поток, полученный из данных ИПДО-2 путем суммирования парциальных потоков, калибровался методом накопления по записям интегрального давления в камере. Общее время нагрева было одинаковым для всех образцов и составляло 420 мин. Парциальное и общее количество выделившихся газов для каждого образца определяли путем интегрирования временных зависимостей парциальных газовых потоков, полученных в эксперименте.

На рисунке приведены зависимости парциальных потоков образцов МКП, принадлежащих одной блок-партии, но с различными температурами ТВВ. Различие в газовой выделении МКП проявляется по-разному в зависимости от режима термообработки.

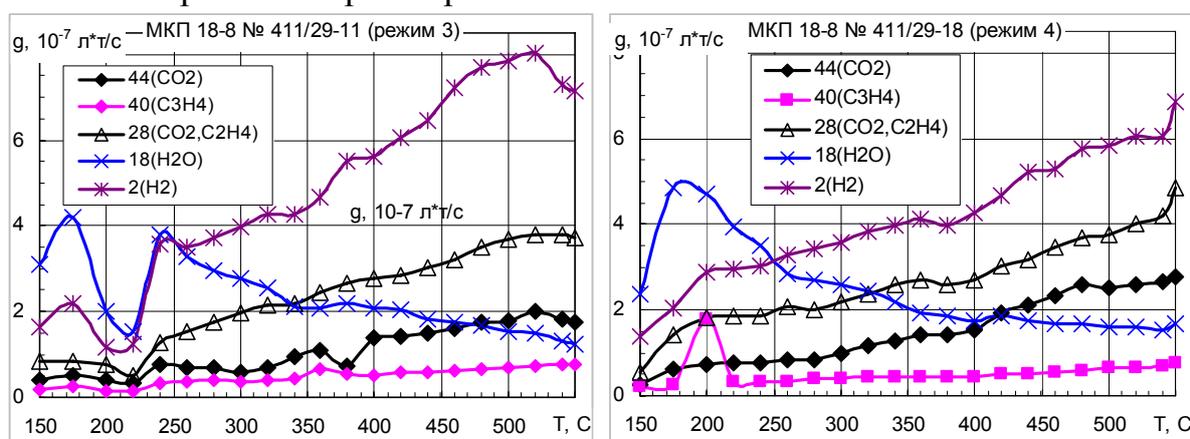


Рис. Зависимости парциальных потоков образцов МКП, принадлежащих одной блок-партии с температурами ТВВ 450 (слева) и 480 °С (справа)

По полученным таким образом данным построены температурные и временные зависимости потоков выделяющихся газов  $g_i(T)$  и  $g_i(t)$ , и рассчитаны количества выделившихся газов  $Q_i = \int_0^t g_i dt$ . Выявлен вклад в общее газовыделение термоводородного восстановления образцов МКП.

МОДЕРНИЗИРОВАННАЯ МЕТОДИКА  
ИЗМЕРЕНИЯ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ МКП

О.А. Молоканов<sup>1</sup>, Р.А. Абитов<sup>1</sup>, А.М. Кармоков<sup>1</sup>, Ю.А. Борисова<sup>2</sup>,  
Ю.В. Щапова<sup>2</sup>, С.П. Широкова<sup>2</sup>, Е.Н. Макаров<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик

<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

При изучении газовой выделения из микроканальных пластин и их заготовок возможно использования двух основных методов: метода накопления и метода потоков. Метод накопления имеет потенциально лучшую точность, однако его использование затруднительно и даже невозможно при высоких скоростях газовой выделения. В связи с этим, в настоящей работе для измерения интенсивных газовых потоков применена методика, основанная на методе потоков в динамическом режиме по ГОСТ 15624-75.

Существо разработанной методики состоит в следующем. Для упрощения вакуумной арматуры и повышения экспрессности измерений интегральных и парциальных газовых потоков в качестве газодинамического сопротивления использовано внутреннее сопротивление магниторазрядного насоса. При понижении напряжения питания магниторазрядного насоса его быстродействие понижается пропорционально этому напряжению. С помощью ЛАТРа напряжение питания насоса, а, следовательно, и фактическая скорость откачки подбирались такой, чтобы насос работал устойчиво, а интенсивность масс-пиков была достаточной для регистрации их изменения со временем. Быстродействие насоса при этом составляло  $5 \div 10$  л/с (насос НОРД-100 с номинальным быстродействием в ненасыщенном состоянии 100 л/с).

Масс-спектры записывались графопостроителем, и интенсивности масс-пиков пересчитывались в ионные токи компонентов. При измерении парциальных давлений с помощью омегатронного датчика величина  $p_i$  (мм рт. ст.) определяется как  $p_i = 10^4 I_i / \varphi_i$ , где  $I_i$ , А – регистрируемый омегатроном ток ионов  $i$ -го компонента;  $\varphi_i$  – относительная вероятность ионизации (коэффициент относительной чувствительности).

Величина газового потока, откачиваемого насосом, может быть представлена в виде  $g_i = S_i p_i$ , где  $S_i$  — парциальное давление и скорость откачки  $i$ -го компонента, соответственно. Окончательно величина парциального потока выражается соотношением  $g_i = 10^4 S_i I_i / \varphi_i$ .

Получаемые значения потоков в ходе исследования для каждого образца несколько раз контролировались по интегральным потокам, которые измерялись методом накопления с помощью ионизационного вакуумметра.

При анализе состава газа в вакуумной системе, откачиваемой магниторазрядным насосом, известны затруднения, связанные с эффектом памяти насоса. Эти эффекты могут повлиять на измерение потоков  $H_2$ ,  $CH_4$ ,  $H_2O$ , Ar. Следует отдельно отметить поведение водорода в вакуумной системе, откачиваемой магниторазрядным насосом. Вследствие обратимого растворения водорода в титановых катодах насоса проявляется так называемая водородная нестабильность, и насос может сам поставлять водород в вакуумную систему. Это явление иногда приводит к завышению пика водорода в масс-спектрах.

На рисунке приведена температурная зависимость фоновых парциальных газовых потоков, полученная с помощью разработанной методики при измерении газовой выделении камеры без образца

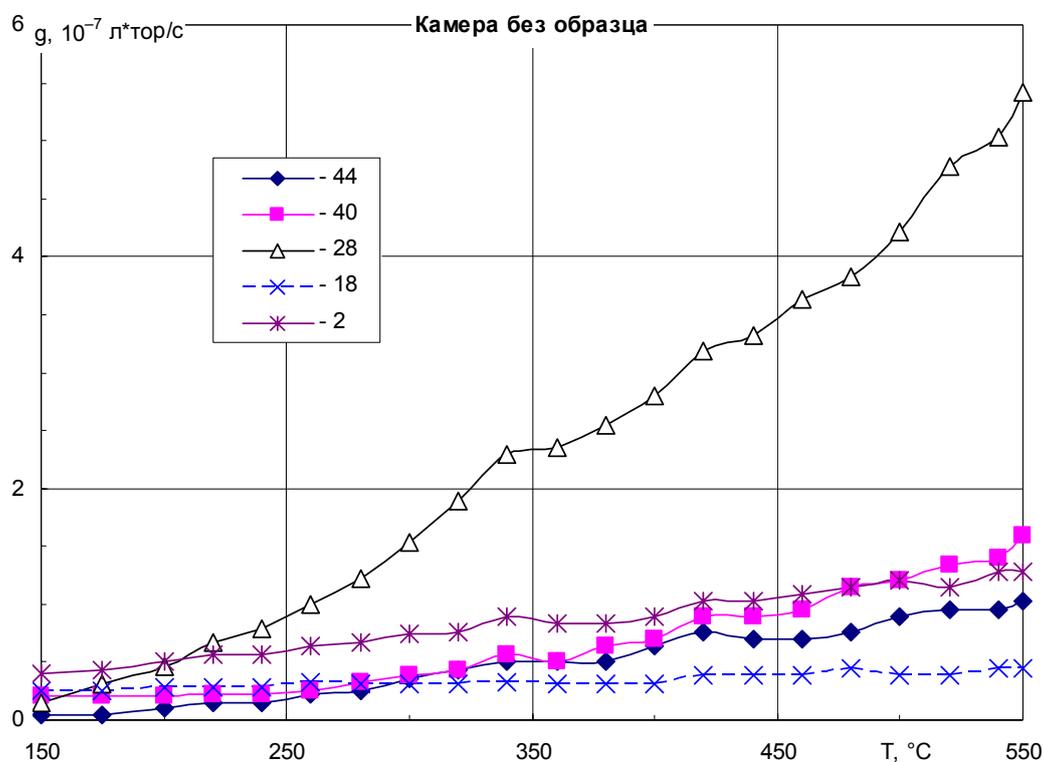


Рис. Температурная зависимость фоновых парциальных газовых потоков, полученная при измерении газовой выделении камеры без образца

Значения величин газовых потоков, полученные методом накопления с применением разработанной методики, удовлетворительно согласуются со значениями потоков, получаемых ранее методом накопления.

Таким образом, удалось использовать установку, разработанную для реализации метода накопления, без каких-либо изменений в ее конструкции. При этом время, затрачиваемое на эксперимент по изучению газовой выделении, сокращается приблизительно вдвое, существенно уменьшается нагрузка на оператора и существенно меньше расходуется ресурс вакуумных коммутационных элементов.

## АППРОКСИМАЦИЯ ФУНКЦИИ ИОНИЗАЦИОННЫХ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ ПРОТОНОВ В КРЕМНИИ

Г. А. Мустафаев, Д. В. Панченко, В. А. Панченко

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Одним из основных факторов, влияющих на надежность бортовой аппаратуры, является стойкость интегральных схем к воздействию одиночных высокоэнергетических протонов и тяжелых ядер [1]. Для прогнозирования функционирования ИС в условиях воздействия одиночных космических частиц, желательно определить значение токов ионизации, возникающих в отдельных узлах схемы и в цепи питания микросхемы. Для протонов и тяжелых ядер в диапазоне энергий 1–100 МэВ эти данные могут быть определены по следующей схеме. На первом этапе с использованием соотношения Бете-Блоха [2] вычисляется функция потери энергии частицей при прохождении в объеме кристалла ИС. Затем с применением полученных результатов определяется суммарный заряд вдоль трека частицы. В последующем величина заряда используется при численном совместном решении уравнения Пуассона и непрерывности.

Однако, применение данной схемы к прогнозированию отклика реальной ИС к воздействию космической частицы сталкивается со значительными трудностями, связанными прежде всего с неопределенностью в направлении движения частицы и координатами точки проникновения в кристалл ИС. Кроме того, из характера зависимости ионизационных потерь от энергии частицы (рис. 1), следует, что выделение энергии вдоль трека является сильно нелинейной функцией координаты и времени. Интегрируя зависимость ионизационных потерь энергии частицы  $dE/dx$  по энергии от  $E = 0$  до  $E = E_{\max}$ , где  $E_{\max}$  – энергия протона, можно получить значение пробега протона в материале. Расчеты показывают, что для протонов с энергией 1–50 МэВ в кремнии пробеги составляют от десятков до тысяч мкм (рис. 2).

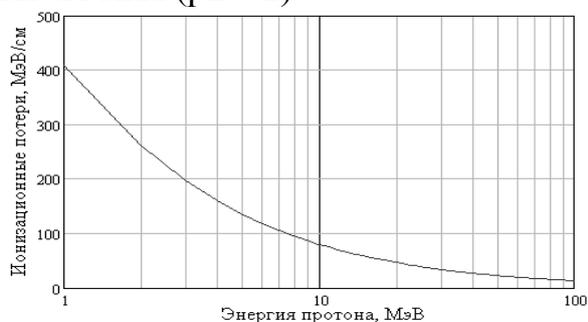


Рис. 1. Зависимость ионизационных потерь энергии протонов в кремнии от энергии



Рис. 2. Зависимость длины пробега протонов в кремнии от энергии

С ростом энергии протона, при движении под малыми углами к перпендикулярю к поверхности кристалла, вероятность остановки частицы в объеме кремния уменьшается. Известно, что именно вблизи точки остановки частицы в объеме материала, наблюдается максимальное энерговыделение (пик Брэгга). Очевидно, этот случай вызывает наибольшую радиационную нагрузку на ИС.

Получить зависимость ионизационных потерь протона вдоль оси z, совпадающей с направлением трека частицы можно следующим образом. Разобьем объем материала, толщиной, равной пробегу протона при данной энергии на слои, перпендикулярные направлению трека частицы. Толщину слоя целесообразно выбрать величиной порядка 0,5 мкм. Тогда для протонов с энергией 10 МэВ и более расчеты будут проводиться с использованием не менее 200 слоев. В первом слое рассчитываются ионизационные потери частицы с заданной энергией. В последующих слоях ионизационные потери рассчитываются для протона с энергией уменьшенной на величину потерь в предыдущем слое. Вид зависимости ионизационных потерь протона с энергией 10 МэВ в кремнии от координаты приведен на рис. 3. Зависимости ионизационных потерь протонов в кремнии для различных энергий от координаты, нормированной на длину пробега, приведены на рис. 4. Характерной особенностью приведенных кривых является наличие резкого пика энерговыделения в конце пробега протона.

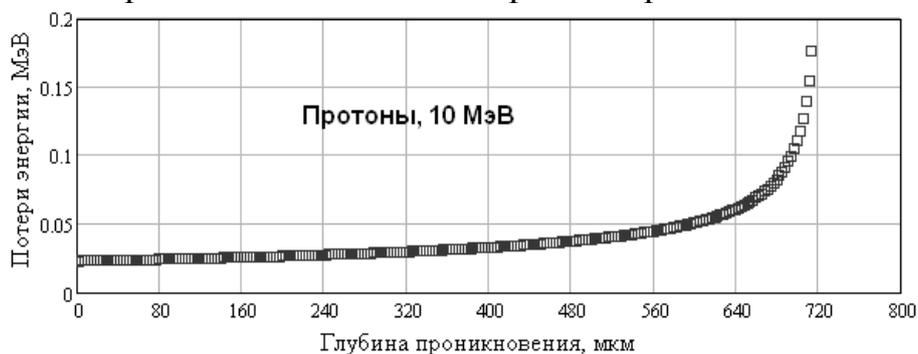


Рис. 3. Зависимость ионизационных потерь энергии от глубины проникновения протонов с энергией 10 МэВ в кремний

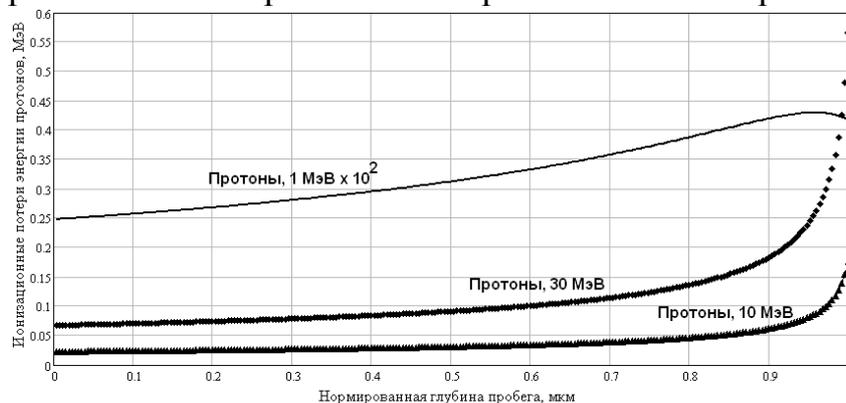


Рис. 4. Зависимость ионизационных потерь энергии от нормированной глубины проникновения протонов с энергией 1, 10, 30 МэВ в кремний

Модель для расчета ионизационного отклика ИС при воздействии одиночных космических частиц должна учитывать наличие области повышенного энерговыделения в конце пробега протона, как наиболее жесткий вариант воздействия.

Для построения зависимости ионизационных потерь протонов от времени необходимо рассчитать скорость движения протона в каждом выделенном слое. Зная толщину слоя  $l$ , считая, что скорость частицы мало меняется при прохождении данного слоя можно определить время пролета частицы через данный слой. Суммируя ионизационные потери частицы при прохождении предыдущих слоев получим временную зависимость ионизационных потерь протона (рис. 5).

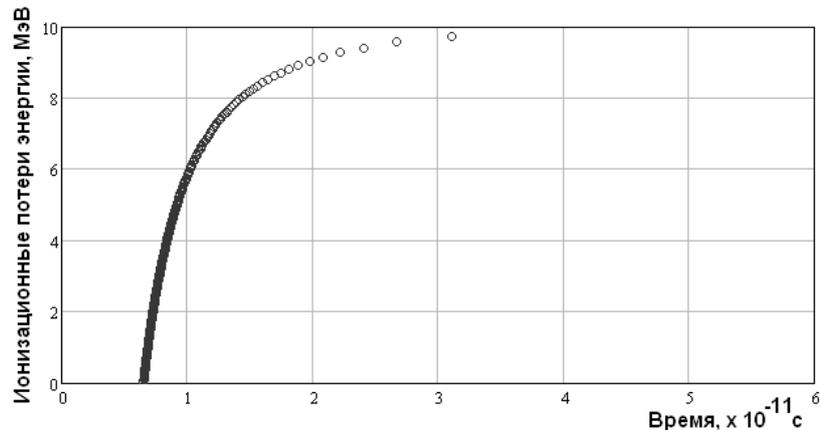


Рис. 5. Зависимость ионизационных потерь энергии протонов с энергией 10 МэВ в кремнии от времени

Для дальнейшего использования координатную и временную зависимость функции потери энергии требуется аппроксимировать аналитической зависимостью. Анализ показал, что координатную зависимость функции ионизационных потерь в диапазоне  $0 \leq z \leq z_{\max}$ , где  $z_{\max}$  – пробег протона при данной энергии целесообразно аппроксимировать аналитическим выражением вида:

$$F(z) = dE/dz = \alpha_0 - \alpha_1 \exp[-(z-PR)^2/(PR^2/3,3)] + \alpha_2 z^{1,55} + \alpha_3 \alpha_4^z \quad (1)$$

Временная зависимость аппроксимируется аналитическим выражением следующего вида:

$$F(t) = \beta_0 + \beta_1 \ln(t) + \beta_2/t^2 \quad (2)$$

Рассчитанные коэффициенты аппроксимации для протонов с энергией 1, 10, 30 МэВ, а также среднеквадратичная ошибка аппроксимации представлены в таблице.

Таблица. Коэффициенты аппроксимации координатной и временной зависимости функции ионизационных потерь энергии протонов в кремнии

№	Ко-эфф.	Энергия протонов, МэВ					
		1		10		30	
		Значение коэфф.	Средне-квад. ошибка	Значение коэфф.	Средне-квад. ошибка	Значение коэфф.	Средне-квад. ошибка
1	$\alpha_0$	0,023	0,028	$3,200 \cdot 10^{-3}$	$9,240 \cdot 10^{-4}$	$7,414 \cdot 10^{-4}$	$1,510 \cdot 10^{-3}$
2	$\alpha_1$	-0,024		$2,124 \cdot 10^{-4}$		0,013	
3	$\alpha_2$	$2,268 \cdot 10^{-6}$		$3,131 \cdot 10^{-5}$		$-2,732 \cdot 10^{-8}$	
4	$\alpha_3$	$1,766 \cdot 10^{-12}$		$-6,717 \cdot 10^{-4}$		$3,570 \cdot 10^{-10}$	
5	$\alpha_4$	$2^{0,05}$		$2^{0,05}$		$2^{0,005}$	
6	$\beta_0$	10,111	$5,953 \cdot 10^{-3}$	1,003	$1,123 \cdot 10^{-3}$	28,867	$1,620 \cdot 10^{-3}$
7	$\beta_1$	0,034		$-9,090 \cdot 10^{-4}$		-0,679	
8	$\beta_2$	-4,357		$-1,930 \cdot 10^{-3}$		-0,050	

Необходимо отметить, что для корректного численного решения уравнений Пуассона и непрерывности в выражение (1) необходимо учесть слагаемые, связанные с диффузией носителей заряда от линии трека частицы, а в выражение (2) рекомбинационное слагаемое, учитывающее рекомбинацию носителей в объеме кремния.

Таким образом, предложенная схема вычисления координатной и временной части функции ионизационных потерь энергии протонов в кремнии обеспечит возможность определения значений импульсных токов в цепях интегральной микросхемы в условиях, соответствующих реальным условиям функционирования ИС в бортовой аэрокосмической аппаратуре.

#### Литература

1. Чумаков А. И. Действие космической радиации на ИС. М.: Радио и связь, 2004, 320 с.
2. Будагов Ю. А., Меерзон Г. Н., Ситор Б., Чечин В. А. Ионизационные измерения в физике высоких энергий. М.: Энергоатомиздат, 1988.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОВОДИМОСТИ  
МИКРОКАНАЛЬНЫХ ПЛАСТИН НА ВОЗДУХЕ

В.И. Савенко

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ, Россия

Измерения тока проводимости на атмосфере для микроканальных пластин проводились при относительной влажности  $50\pm 5\%$ , температуре  $20\pm 2^\circ\text{C}$ . На МКП подавалось напряжение 100 В.

Учитывая, что рассматриваемые образцы имеют сопротивление в вакууме порядка  $1-1,5\cdot 10^8$  Ом, получено, что проводимость на воздухе в первые секунды подачи напряжения выше проводимости в вакууме примерно в 30-55 раз, после относительно установившегося режима, примерно через час после подачи напряжения выше проводимости в вакууме приблизительно в 2-3 раза. Обращает на себя внимание тот факт, что благодаря явлению поляризации сопротивление МКП на воздухе так и не достигает значений сопротивления в вакууме. При этом ток проводимости данных образцов в вакууме ведет себя стабильно. Экспериментальные данные показывают, что поверхностные явления, приводящие к росту тока проводимости МКП по сравнению с проводимостью в вакууме, начинают развиваться для большинства образцов при относительной влажности выше 20%.

Снижения проводимости МКП на воздухе и приближения ее к проводимости в вакууме можно добиться при помощи специальных физико-химических обработок, например бомбардировкой поверхности каналов МКП потоком электронов. Ток проводимости данных образцов ведет себя стабильно во времени и при переключении полярности подаваемого на МКП напряжения, уровень тока проводимости остается постоянным. В данном случае заметных поляризационных явлений на поверхности не наблюдается. Полученные результаты, вероятно, связаны с очисткой поверхности каналов от щелочных металлов и модификации (уплотнения) слоя силикагеля.

Результаты исследований показывают, что:

– В проводимость МКП на воздухе существенный вклад вносит ионный ток.

– Высокие значения проводимости МКП на воздухе в определенной степени характеризуют наличие щелочных металлов в составе поверхностных и приповерхностных канальных нанопленок.

– При помощи дополнительных обработок МКП можно существенно снизить поверхностную проводимость и в определенной степени повысить химическую стойкость изделия по отношению к атмосферной влаге.

## ИЗОТЕРМЫ ПРОВОДИМОСТИ И МАССОПРЕНОС В СТЕКЛАХ ДЛЯ МКП

З.В. Шомахов<sup>1</sup>, А. М. Кармоков<sup>1</sup>, В.И. Савенко<sup>2</sup>, С.П. Широкова<sup>2</sup>,  
Ю.Л. Пергаменцев<sup>2</sup>, С. К. Кулов<sup>2</sup>, О.А. Молоканов<sup>1</sup>, Б.Н. Нагоев<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик

<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Формирование качественного вторично-эмиссионного слоя на поверхности каналов микроканальных пластин (МКП) существенно зависит от термодинамических параметров и характеристик технологических процессов изготовления МКП.

В ходе изучения электропроводности образцы стекол, заготовок и МКП подвергались высокотемпературному изотермическому отжигу. Каждый образец отжигался при одной из температур: 350, 400, 450 и 500 °С. Время отжига для большинства образцов составляло 5 часов. Измерительное напряжение прикладывалось непрерывно как в ходе нагрева, так и в процессе изотермической выдержки.

На рис. 1–3 представлены кинетические кривые электропроводности стекол С87-2, С74-4 и 78-5, соответственно.

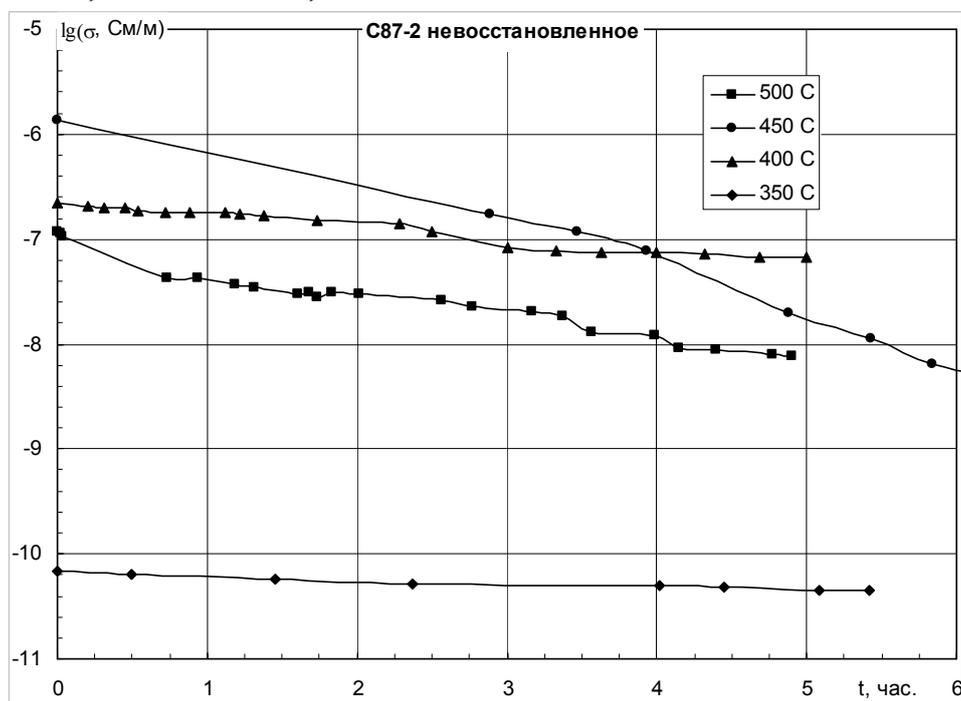


Рис. 1. Зависимость электропроводности от времени отжига в вакууме при различных температурах и непрерывном пропускании тока для образцов невосстановленного стекла С87-2

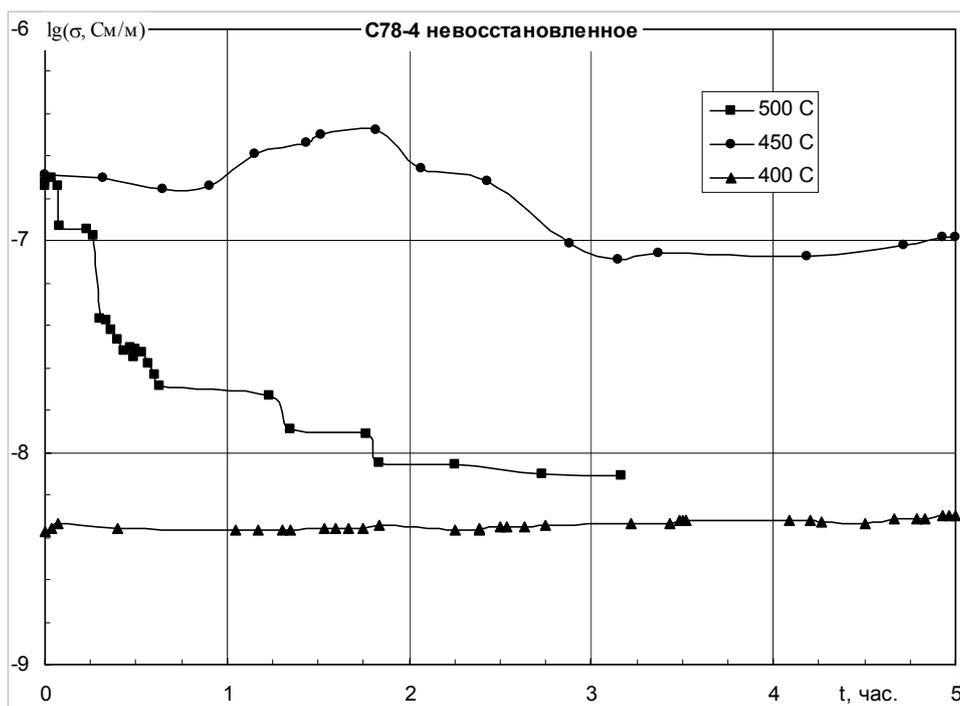


Рис.2. Зависимость электропроводности от времени отжига в вакууме при различных температурах и непрерывном пропускании тока для образцов невосстановленного стекла С74-4

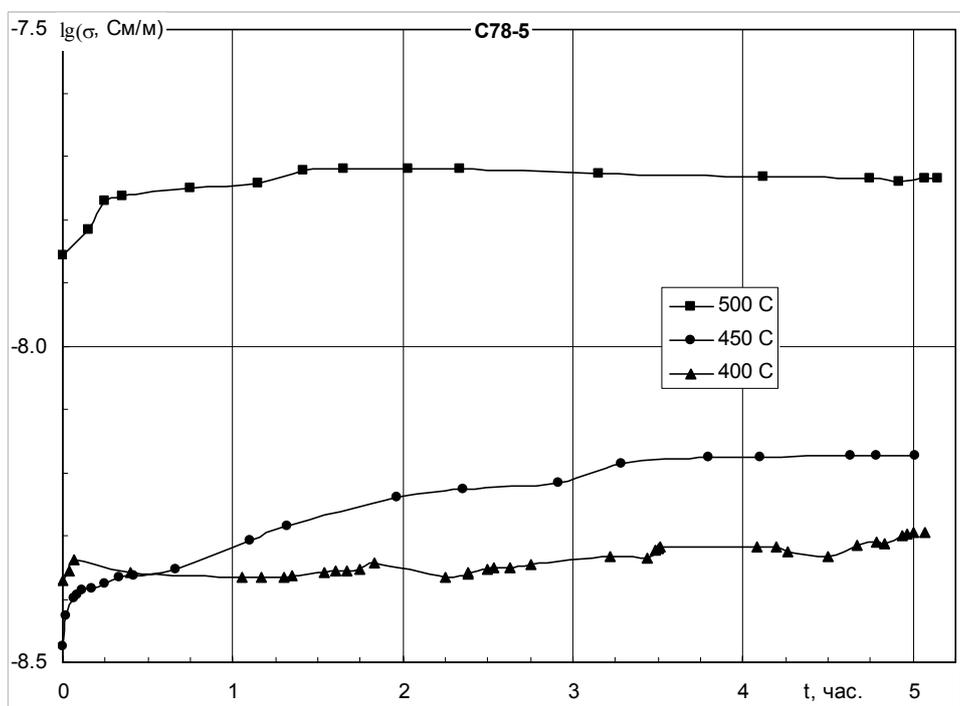


Рис. 3. Зависимость электропроводности от времени отжига в вакууме при различных температурах и непрерывном пропускании тока для образцов стекла С78-5

Из рисунков видно, что в данных условиях отжига (с непрерывным пропусканием тока) свинцовосиликатные стекла С87-2 и С74-4 обнаруживают похожее поведение. При низких температурах отжига (350—400 °С) скорости изменения проводимости близки к нулю. С течением времени изотермического отжига удельная проводимость этих стекол уменьшается, тем интенсивнее, чем выше температура отжига. Уровень проводимости обоих этих стекол при высокой температуре (500 °С) стремится к  $\sim 10^{-8}$  См/м.

В противоположность этому, у боратно-бариевого стекла С78-5 при каждой температуре изотермического отжига скорость изменения проводимости после первых  $\sim 0,5$  часа весьма мала. Конечный уровень проводимости тем выше, чем выше температура отжига, и для 500 °С достигает  $\sim 2 \times 10^{-8}$  См/м. Обращает на себя внимание тот факт, что проводимость кристаллического кварца при 400 °С составляет  $10^{-8}$  См/м. Возможно, что именно растущие наноразмерные кристаллы диоксида кремния, зафиксированные на рентгенограммах (см. разд. 2), определяют конечный уровень проводимости.

На рис.4 представлены кинетические кривые электропроводности стекол НВЗ, ВЗ и МКП при отжиге в вакууме с непрерывным пропусканием тока. Как видно из рисунка, кинетические зависимости всех трех структур имеют различный характер.

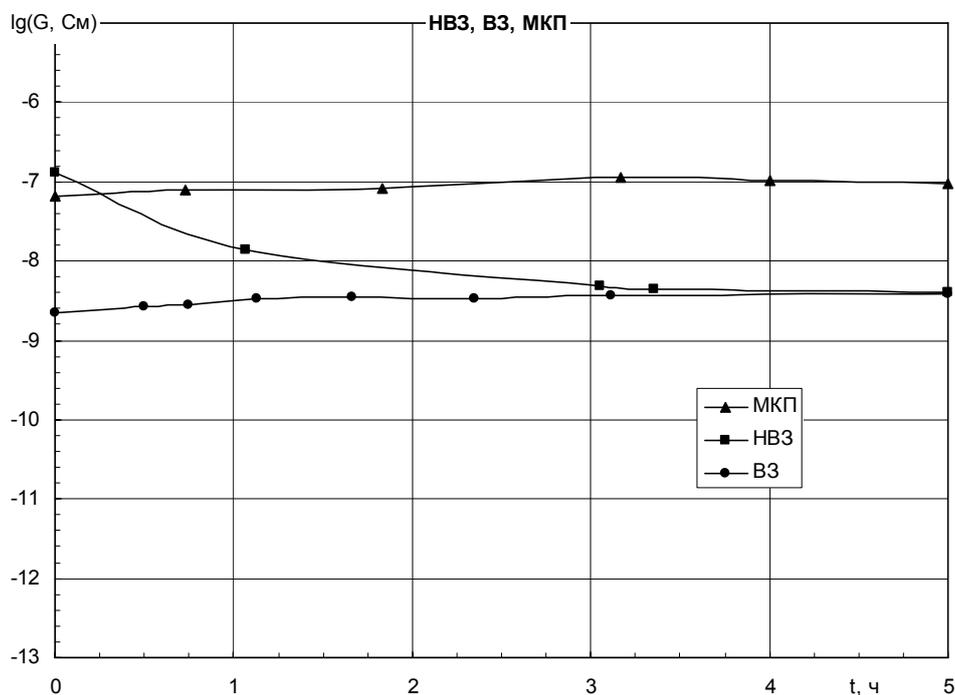


Рис. 4. Зависимость электропроводности НВЗ, ВЗ и МКП от времени отжига в вакууме при непрерывном пропускании тока

Проводимость НВЗ, которую, с точки зрения эквивалентной схемы, можно рассматривать как параллельное соединение трех проводимостей:

двух стекол (С87-2 невозстановленное и С78-5) и границы спекания между ними, с увеличением времени отжига падает, стабилизируясь к концу выдержки на уровне  $4 \times 10^{-9}$  См.

Проводимость ВЗ, эквивалентная схема которой содержит две проводимости (С87-2 невозстановленное и поверхность вытравленных каналов), наоборот — возрастает, стабилизируясь на том же уровне.

Ход кривой проводимости МКП, эквивалентную схему которой, в первом приближении, можно представить как параллельное соединение РС и восстановленного свинцовосиликатного стекла, практически, параллелен ходу кривой для ВЗ. Конечная проводимость МКП к концу 5-часового отжига составила  $1 \times 10^{-7}$  См, а общее повышение уровня проводимости, как для ВЗ, так и для МКП составляет  $\sim 1,5$  раз.

За время отжига НВЗ, в отличие от ВЗ и МКП, наблюдается снижение проводимости на  $\sim 1,5$  порядка величины (в  $\sim 30$  раз). Вероятно, и уровень проводимости и характер изменения проводимости во времени в значительной степени определяются наличием границы спекания (НВЗ), поверхности вытравленных каналов (ВЗ) и РС (МКП). Уменьшение со временем отжига проводимости НВЗ можно связать с диффузионными процессами компонентов в области границы, ее «размазывание», и уменьшением, таким образом, ее вклада в результирующую проводимость.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОВОДИМОСТИ СТЕКОЛ,  
ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МКП

З.В. Шомахов<sup>1</sup>, В.И. Савенко<sup>2</sup>, С.П. Широкова<sup>2</sup>, Ю.Л. Пергаменцев<sup>2</sup>,  
С. К. Кулов<sup>2</sup>, А.М. Кармоков<sup>1</sup>, О.А. Молоканов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик

<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Надежность и долговечность работы электронно-оптических преобразователей (ЭОП) на основе микроканальных пластин (МКП) зависят от структурных и фазовых изменений в материалах МКП, преимущественно в восстановленном свинцово-силикатном стекле С87-2. При эксплуатации прибора происходят необратимые процессы, связанные с массопереносом в стеклах под действием температуры и электрического тока. В связи с этим, исследования закономерностей проводимости и массопереноса в материалах МКП являются важной задачей.

В настоящей работе проведены исследования электропроводности и электропереноса в невосстановленном стекле С87-2.

Температурная зависимость электропроводности изучалась как при непрерывном пропускании тока в одном направлении, так и при знакопередающемся напряжении на образце с выключением тока в паузах между отдельными измерениями для исключения влияния поляризации и электропереноса.

**Электропроводность при непрерывном пропускании тока в одном направлении.** Температурные зависимости удельной электропроводности на участке нагрева до 500 С и последующего охлаждения показаны на рис. 1.

По наклонам температурной зависимости проводимости, используя известные методики, рассчитаны энергии активации проводимости.

**Электропроводность стекла С87-2 при знакопеременном напряжении.** С целью устранения влияния эффектов поляризации и массопереноса нами применена методика измерения проводимости при приложении знакопеременного напряжения. При этом измерительное напряжение прикладывается к образцу с переключением полярности. При этом практически, исключается влияние токовой предыстории, то есть не происходит значительного падения проводимости в ходе измерений.

На рис. 2 представлена температурная зависимость электропроводности невосстановленного стекла С87-2, при знакопередающемся напряжении с выключением его между измерениями.

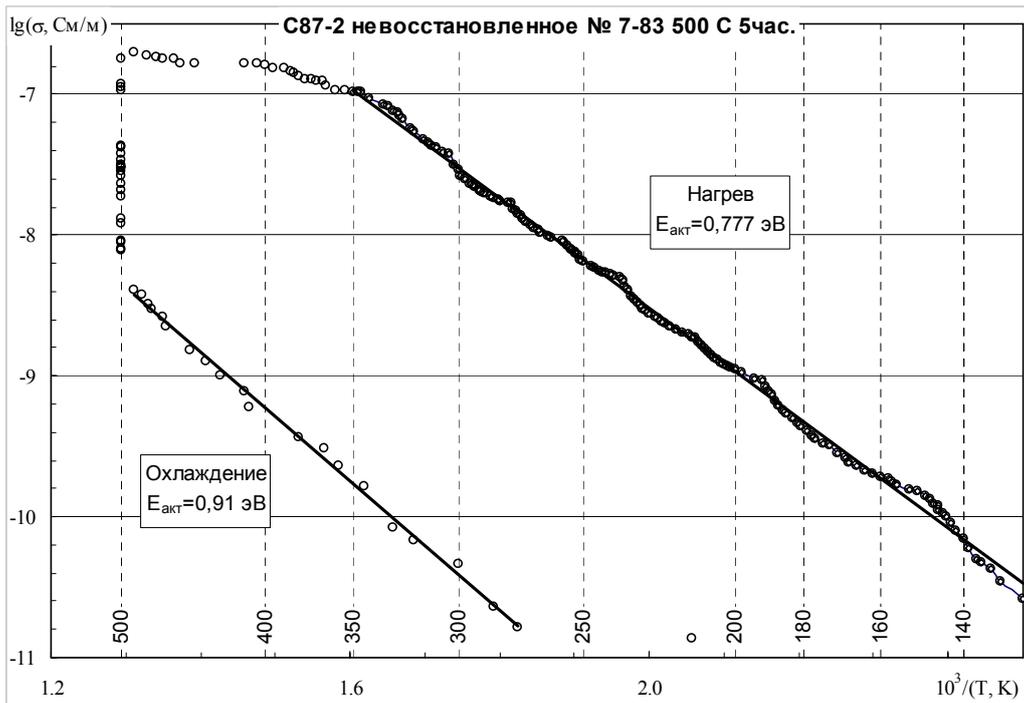


Рис. 1. Температурная зависимость электропроводности невосстановленного стекла C87-2 при непрерывном пропускании тока. Выдержка при 500 °С 5 час, заряд, пропущенный к окончанию выдержки  $5,1 \times 10^{-2}$  Кл

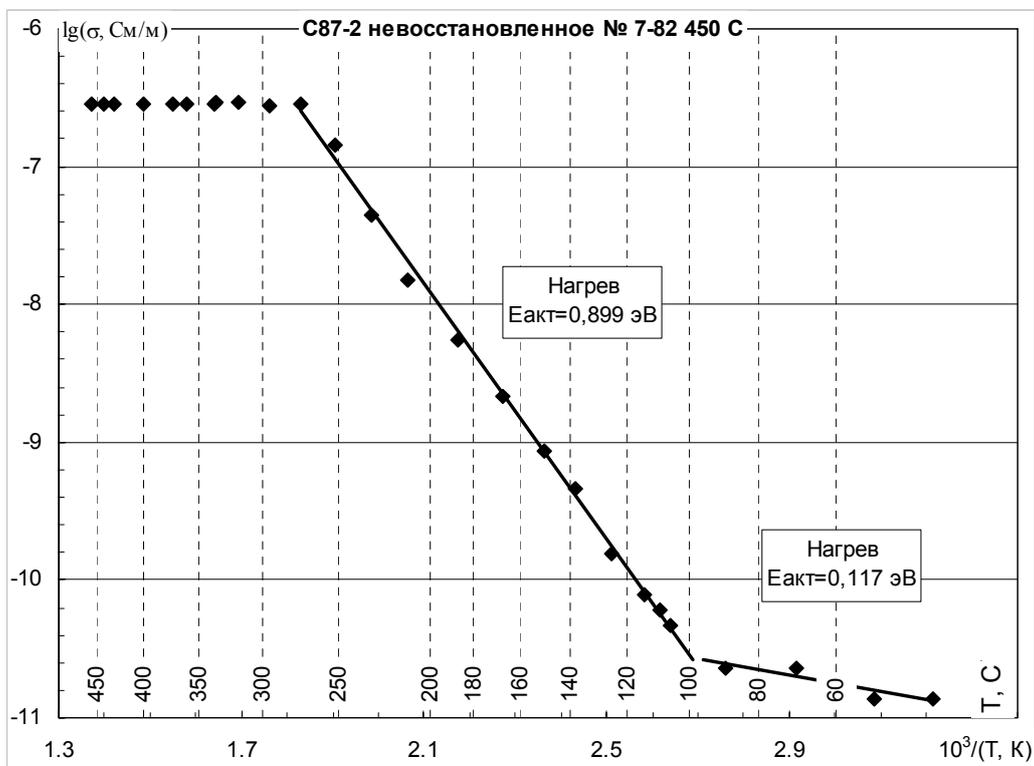


Рис. 2. Температурная зависимость электропроводности невосстановленного стекла C87-2 полученная при пропускании знакопеременного тока

Особенностью этого стекла является понижение электропроводности в ходе изотермического отжига, которое достигает 3-х порядков величины. Это явление наблюдается для всех температур отжига.

Как при непрерывном пропускании тока через образец, так и при кратковременном знакопередающемся токе на участке нагрева выявляются две температурные области с точкой перехода между ними. Значения энергий активации проводимости в этих областях, температуры точек перехода от доминирования одного механизма проводимости к другому и уровни проводимости представлены в таблице.

Таблица. Характеристики проводимости стекла С87-2, полученные в процессе нагрева образцов

№	E <sub>акт</sub> , эВ		T <sub>пер</sub> , °С	lg(σ, См/м)		Примечание
	низк. темп.	выс. темп.		T <sub>пер.</sub>	250 °С	
1	—	0,777	—	—	-8.2	
2	0,117	0,899	100	-10.6	-7	Знакопер. напр.

Среднее значения энергии активации проводимости для этого стекла в высокотемпературной области составляет 0,838 эВ.

Кроме этого, во всех случаях, начиная с 300÷350 °С, наблюдается уменьшение крутизны проводимости до полного выполаживания. Это ограничение, вероятно, связано с обеднением носителями зарядов прианодной области вследствие электропереноса. Зафиксированное рентгенофазовыми исследованиями образование наноразмерных кристаллических частиц также может вести к ограничению проводимости.

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ  
ДИЭЛЕКТРИКОВ ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ  
ЛАЗЕРНЫМИ ПЯТНАМИ РАЗЛИЧНЫХ РАЗМЕРОВ

А. П. Савинцев

Кабардино-Балкарский госуниверситет, Нальчик

В Кабардино-Балкарском госуниверситете наряду с работами по направлению «Нанотехнологии и наноматериалы» проводится изучение материалов в условиях лазерного облучения. До настоящего времени нет достаточного числа работ по влиянию лазерного облучения на электрические характеристики (ЭХ) диэлектриков [1].

В наших экспериментах исследовалось влияние лазерного облучения пятнами различных размеров на ЭХ органических диэлектриков и силикатного стекла. Изучалась временная динамика изменения диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь  $tg\delta$ , фактора диэлектрических потерь, удельной объемной проводимости по постоянному току и проводимости по переменному току  $g$  после засветки материалов излучением активной среды на парах меди и гелий-неонового лазера.

В первой серии опытов работа велась с активным элементом на парах меди (АЭПМ) ГЛ-202 [2]. Лазерные импульсы длительностью 20 нс на длине волны ( $\lambda$ ) 510.6 нм и 578.2 нм следовали с частотой  $f = 8,5-11,5$  кГц.

В работах по облучению диэлектриков светом АЭПМ использовалась схема внутррезонаторной обработки материалов (ВОМ) сфокусированным лазерным излучением с одновременным визуальным контролем области обработки по большому или малому экрану лазерного микропроектора с усилителем яркости изображения [3, 4]. В опытах применялись планхроматические микрообъективы: 20/0,40; 40/0,65 – из стандартного набора комбината н/п “Карл Цейс ЙЕНА” и микрообъектив 5,5/0,16. Были определены:  $D_{\text{п}}$  (размер пятна обработки на поверхности объекта),  $S_{\text{п}}$  (площадь пятна обработки на поверхности объекта),  $I^{\text{мм}}$  (интенсивность излучения в импульсе на поверхности объекта).

Был проведен поиск изменений ЭХ после облучения в следующих диэлектриках: полиметилметакрилат (ПММА); полиэтилен марки 277 с добавкой 0.5 % железа (ПЭ+Fe); этот же самый материал, но подвергнутый суточной обработке ультрафиолетовым излучением (ПЭ+Fe)УФ; неорганическое силикатное стекло (НС). Использовалась схема ВОМ и микрообъективы 5,5<sup>x</sup>, 20<sup>x</sup>, 40<sup>x</sup>.

Поверхность образцов облучалась неполяризованным сфокусированным светом АЭПМ напрямую или через дисковый обтюратор, ослабляющий среднюю мощность излучения в 30 раз. Делалось 8–10 проходов

по поверхности в течение 3-5 с от края до края образца вдоль одной прямой или накрест. Параметры засветки материалов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Параметры облучения диэлектриков сфокусированным излучением АЭПМ

№	Материал	Объектив	Дп, мкм	Sp, см <sup>2</sup>	Имп, МВт/см <sup>2</sup>
1	ПММА	5,5х	35-44	12,5·10 <sup>-6</sup>	160
2	ПММА	5,5х	35-44	12,5·10 <sup>-6</sup>	225
3	ПММА	20х	10-12	0,95·10 <sup>-6</sup>	1470
4	ПЭ+Fe	5,5х	35-44	12,5·10 <sup>-6</sup>	200
5	(ПЭ+Fe)УФ	5,5х	35-44	12,5·10 <sup>-6</sup>	230
6	НС	5,5х	35-44	12,5·10 <sup>-6</sup>	250
7	НС	40х	5-6	0,24·10 <sup>-6</sup>	5750

Как показали измерения, засветка диэлектриков указанными в табл. 1 световыми потоками не влияла на ЭХ изученных материалов.

Во второй серии опытов для лазерного воздействия использовался гелий-неоновый лазер ЛГН-105 ( $\lambda = 632,8$  нм).

Лазерный пучок направлялся на образец напрямую. Использовалась методика облучения образцов широким пятном, чаще всего полностью по всей площади. Мощность излучения достигала 3.3 мВт, интенсивность – 0.5-1 мВт/см<sup>2</sup>, а время облучения варьировалось в пределах 10-45 минут.

Обнаружено, что одновременное облучение всей поверхности диэлектрического образца большим лазерным пятном вызывает изменения ЭХ материалов, за которыми чаще всего следует полный или частичный возврат к начальным данным или новым постоянным значениям. При этом в ряде случаев и спустя 300–400 часов после засветки ЭХ продолжали изменяться, так и не достигнув стационарных величин.

Кроме того, были подробно изучены температурные характеристики емкости  $C$ ,  $tg\delta$  и  $g$  до и после облучения гелий-неоновым лазером.

Использовался метод диэлектрических потерь в широком диапазоне температур с привлечением мостовых измерительных схем. Относительная погрешность определения  $C$ ,  $tg\delta$  и  $g$  не превышала 2 %.

Образцы помещались в измерительную термоячейку, в которой температура задавалась с помощью программируемого терморегулятора с точностью  $\pm 0,5^\circ\text{C}$ .

Было найдено, что для полистирола лазерная засветка выявляет максимумы на зависимости ЭХ от температуры

Особенно интересными оказались данные, полученные через 24 часа после засветки. Измерения показали для этого момента времени аномально

высокие значения электрических параметров и их нетипичные температурные зависимости (рис. 1). При этом значение 1-го максимума  $\operatorname{tg} \delta$  в течение ста часов близко 1.

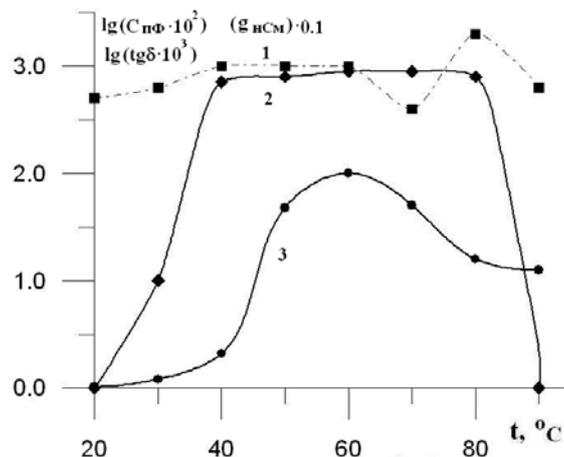


Рис. 1. Температурная зависимость емкости (1), тангенса угла диэлектрических потерь (2) и проводимости (3) полистирола на частоте 1 кГц спустя 24 часа после облучения гелий-неоновым лазером

Таким образом, для проявления изменений ЭХ важна не столько высокая  $I^{\text{мм}}$  засветки, сколько значительная общая площадь лучевого воздействия. Засветка небольшой области диэлектрика даже излучением с плотностью мощности, близкой к критической (пробойной), не влияет кардинально на весь объем.

Заметим, что данные по осязательному изменению состояния полимерной среды после лазерного воздействия (рис. 1) свидетельствуют о возникновении после облучения условий для осязательного поглощения подводимого сигнала и аномально высокого тепловыделения. Эти результаты имеют практическую значимость, поскольку позволяют прогнозировать поведение диэлектрических материалов в изделиях электронной техники в условиях долговременного лазерного облучения.

#### Литература

1. Виноградов Б.А., Перепелкин К.Е., Мещерякова Г.П. Действие лазерного излучения на полимерные материалы: Научные основы и прикладные задачи. СПб: Наука, 2006. 379 с.
2. Григорьянц А.Г., Казарян М.А., Лябин Н.А. Лазеры на парах меди: конструкция, характеристики и применение. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. 312 с.
3. Савинцев А.П., Созаев В.А., Шидов Х.Т. Изучение структуры алмазоподобных пленок на кремнии с использованием лазерного микроскопа // Письма в ЖТФ. 2001. Т.27. № 19. С. 49-52.
4. Савинцев А.П. Внутривибраторная обработка диэлектриков излучением активного элемента на парах меди ГЛ-202 // Известия МАН ВШ. 2008. № 4 (46). С. 163-174.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА МЕТАЛЛИЗАЦИИ НА  
ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННОЕ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ МКПИ. Н. Сергеев<sup>1</sup>, Х. Х. Лосанов<sup>1</sup>, О. А. Молоканов<sup>1</sup>,  
С. П. Широкова<sup>2</sup>, Ю. В. Щапова<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Как известно, процесс металлизации микроканальных пластин может приводить к загрязнению их поверхности. При исследовании МКП методом ВИМС в слое металлизации были зафиксированы масс-пики ионов углеродсодержащих примесей  $^{12}\text{C}^+$ ,  $^{13}(\text{CH})^+$ ,  $^{14}(\text{CH}_2)^+$ ,  $^{15}(\text{CH}_3)^+$ ,  $^{16}(\text{CH}_4)^+$ , а также масс-пики ионов  $^{17}(\text{OH})^+$  и  $^{18}(\text{H}_2\text{O})^+$ , свидетельствующие о наличии в металлической пленке следов масла и воды. При нагреве МКП загрязнения могут проявить себя увеличением, по сравнению с ОВЗ, углеводородных пиков, а также появлением новых газовых компонентов. С целью определения вклада процесса металлизации в общий поток газовой выделенной был проведено сравнительное исследование ОВЗ и МКП, принадлежащих одной блок-партии и прошедших одинаковую термообработку.

Измерение газовой выделенной проводилось по методике, основанной на методе потоков, с использованием сверхвысоковакуумной установки. В процессе экспериментов образцы ступенчато нагревали в вакууме от 150 до 550 °С, и на температурных полках регистрировали парциальные газовые потоки  $g_i$  для 8-и масс-пиков с массовыми числами 2, 14, 15, 16, 18, 28, 40, 44. Каждый из пиков представляет собой суперпозицию нескольких однозарядных и двухзарядных ионов. Наименования компонентов для этих пиков, употребляются по наиболее вероятным ионам. По этим данным строили температурные и временные зависимости  $g_i$  и рассчитывали количество выделившегося газа  $Q_i$ . Для выделения вклада процесса металлизации в общий поток газовой выделенной находили разности одноименных парциальных газовых потоков, полученных в одинаковых условиях.

Исследования термостимулированного газовой выделенной образцов ОВЗ и МКП показали, что наиболее интенсивные газовые потоки соответствуют ионам  $^2(\text{H}_2)^+$ ,  $^{18}(\text{H}_2\text{O})^+$ ,  $^{28}(\text{CO})^+$ ,  $^{40}(\text{C}_3\text{H}_4)^+$  и  $^{44}(\text{CO}_2)^+$ . Характер зависимости  $g_i(T)$  определяется типом иона, температурным интервалом и технологической предысторией образца, однако во всех случаях основной вклад в регистрируемые потоки вносят водород, окись углерода и углеводородный фрагмент  $\text{C}_3\text{H}_4$ . Наблюдается и ряд общих закономерностей. Так, максимальный поток  $\text{H}_2$  наблюдается в основном при  $T > 350$  °С, а вода регистрируется при малых температурах. Для образцов с относительно низким газосодержанием максимум газовой выделенной приходится на температуры ~450 °С, а для образцов с высокими значениями  $Q$  - на область температур ниже 300 °С.

ИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЙ ТОК В ПРОЦЕССЕ  
ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК ПОЛУПРОВОДНИКОВ

С. Б. Симакин<sup>\*</sup>, Г. Д. Кузнецов<sup>\*\*</sup>, Р. Ш. Тешев<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>ООО «ИОНТЕК С», Москва;

<sup>\*\*</sup>Государственный Технологический Университет  
«Московский Институт Стали и Сплавов», Москва

<sup>\*\*\*</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Широкое применение для создания тонкопленочных устройств находят ионно-плазменные методы обработки, в том числе ионно-лучевое и реактивное ионно-лучевое травление (ИЛТ и РИЛТ), а также нанесение пленок материалов ионно-лучевым и реактивным ионно-лучевым распылением (ИЛР и РИЛР). Актуальной является проблема автоматизации ионно-плазменных процессов, которая не может быть решена без создания достаточно простых, точных и надежных методов контроля и управления. Методы контроля ионно-плазменных процессов, основанные на анализе ионно-индуцированных и эмиссионных токов в процессе обработки, представляют научный и практический интерес. Они более адаптивны к изменяющимся условиям обработки и составу материалов структур.

Практическое применение этих методов представляется перспективным вследствие использования ионных и электронных пучков в качестве инструмента как для обработки поверхности, так и для контроля состояния поверхности в процессе обработки. Применение отмеченных эффектов дает возможность разработать оперативные (*in situ*) неразрушающие методы контроля. Кроме того это позволит разработать адаптивно-управляемую технологию создания тонкопленочных электронных устройств.

Установлены закономерности немонотонного изменения ионно-индуцированного тока в приповерхностных слоях металлов, полупроводников и диэлектриков в пределах 100–300 нм при бомбардировке тонкопленочных материалов ионами с энергией до 5 кэВ, позволяющие непрерывно контролировать процессы ионно-лучевого травления и осаждения. Показано, что изменение ионно-индуцированного тока связаны со свойствами материала пленок, их толщиной, видом бомбардирующих ионов, их энергией и плотностью тока.

Использование эффектов возникновения и изменения ионно-индуцированного тока и эмиссии электронов в процессе ионно-плазменного травления и осаждения тонкопленочных гетероструктур позволило разработать новые способы и приемы неразрушающего оперативного контроля изменения состояния обрабатываемой поверхности. Это обеспечило возможность регистрировать изменения химического состава поверхности слоя в пределах 3–5 % ат. и переход в процессе формирования от одного слоя к другому с минимальным разрешением по толщине  $\pm 5$  нм.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО ТРАВЛЕНИЯ  
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ  $A^{III}B^V$ 

Р. Ш. Тешев\*, Г. Д. Кузнецов\*\*, А. Р. Кушхов\*\*

\*Кабардино-Балкарский Государственный Университет, Нальчик;

\*\*Государственный Технологический Университет  
«Московский Институт Стали и Сплавов», Москва.

Одной из многочисленных проблем в технологии создания твердотельных электронных устройств на основе соединений  $A^{III}B^V$  (GaAs, GaP и др.) является поиск эффективных способов обработки и травления поверхности монокристаллов, которые обеспечивали бы требуемое качество поверхности (минимальную микрошероховатость и дефектность), неизменность химического состава перед формированием очередного слоя гетероструктуры и возможность управления этими характеристиками.

В настоящей работе сделана попытка установить возможность управляемого изменения химического состава и свойств поверхности монокристаллического GaAs и InP при ионно-стимулируемом плазмохимическом и реактивном ионно-лучевом травлении применительно к изделиям твердотельной электроники.

Экспериментально показана возможность управляемого изменения химического состава, морфологии и электрофизических свойств поверхности монокристаллических подложек GaAs, InP и гетероструктур на их основе в плазмообразующих средах на основе  $CCl_4$  и  $C_2F_3Cl_3$ . Установлено, что применение в качестве плазмообразующей среды  $C_2F_3Cl_3$  по сравнению с  $CCl_4$  обеспечивает большую скорость травления GaAs и InP, практическую неизменность химического состава поверхностного слоя как в случае ионно-стимулируемого плазмохимического, так и реактивного ионно-лучевого травления. Скорость травления в последнем случае выше в  $1,5 \div 2$  раза. Более высокая скорость травления связана с наличием фтора в составе среды и реакциями с компонентами соединений при иницирующем воздействии ионов. Показано, что процесс травления протекает в кинетическом режиме при температуре до 873 К и диффузионном выше 873 К.

Ионно-стимулируемое травление GaAs в среде на основе  $CCl_4$  и  $C_2F_3Cl_3$  приводит к возникновению дефектов в поверхностном слое на глубине 50–60 нм при энергии ионов выше 300 эВ. Отжиг при 573–673 К существенно снижает их концентрацию. Наименьшая шероховатость поверхности (14 класс) достигается при реактивном ионно-лучевом травлении в среде  $C_2F_3Cl_3 + O_2$  с энергией ионов 300–400 эВ. Селективность травления в структуре фоторезист-GaAs и  $SiO_2$ -GaAs наивысшая при реактивном ионно-лучевом травлении в среде  $C_2F_3Cl_3$  с энергией ионов до 300 эВ и достигает величины 5:1.

УДК:541.175:549.76

СИНТЕЗ И ИДЕНТИФИКАЦИЯ ВОЛЬФРАМАТА КОБАЛЬТА  
МАРКИ «ХЧ» С МИКРОМЕТРИЧЕСКИМИ РАЗМЕРАМИ  
ЧАСТИЦ В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ  $(K_2WO_4-KCl)_{эвт}-CoSO_4$

Е. Х. Тлимахова, Г. К. Шурдумов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Вольфрамат кобальта обладает рядом ценных свойств и находит широкое применение в различных отраслях науки и техники (пигмент для фарфора, стекла, эмалей, катализатор реакций гидрогенизации, окисления и десульфирования в органическом синтезе, материал в квантовых генераторах оптического диапазона, производство полупроводников, жаропрочных композиций, интерметаллидов – углетермическое восстановление  $CoWO_4$  и др.).

Однако известные способы синтеза этой фазы, основанные на обменных процессах в водных растворах или же на твердофазных реакциях между оксидами кобальта и вольфрама характеризуются рядом недостатков, связанных с гидролитическими процессами в водных растворах, высокой температурой (1100–1150 °С) и длительностью реакции между  $CoO$  с  $WO_3$  (45 часов). Поэтому разработка рациональных методов получения  $CoWO_4$  представляет научный и практический интерес. Цель данной работы - решение этой задачи. При этом в отличие от прежних авторов, мы для достижения поставленной цели воспользовались обменными реакциями в расплавах системы  $(K_2WO_4-KCl)_{эвт}-CoSO_4$  являющаяся внутренним сечением четверной взаимной системы  $K, Co||Cl, SO_4, WO_4$ , взаимодействие компонентов которой приводит к шести обменным процессам.

В работе дано термодинамическое и физико-химическое обоснование формирования  $CoWO_4$  именно за счет обменного процесса  $K_2WO_4+CoSO_4=CoWO_4+K_2SO_4$  и индеферентность предлагаемого способа синтеза вольфрамата кобальта к остальным реакциям, протекающим в базовой системе.

Идентификация синтезированного  $CoWO_4$  проводилась методами химического, РФ и рентгенофлуоресцентного элементного анализов. Ниже в таблице приводятся данные по термодинамике реакций в системе  $K, Co||Cl, SO_4, WO_4$ , имеющих отношение к формированию в ней  $CoWO_4$ , химическому анализу целевого продукта и его выходу.

Реакции в системе K, Co  Cl, SO <sub>4</sub> , WO <sub>4</sub>	$\Delta G^\circ_T$ , кДж/моль, 293 К	Содержание основного вещества в синтезированном продукте, %	Выход основного вещества, %	Температурный интервал реакции и их продолжительность
$K_2WO_4 + CoSO_4 = CoWO_4 + K_2SO_4$	-263,48	99,78	97,00	620–680 °С, 10 мин
$K_2WO_4 + CoCl_2 = CoWO_4 + 2KCl$	-252,61			
$2KCl + CoSO_4 = CoCl_2 + K_2SO_4$	-10,10			

По данным количественного рентгенофлуорисцентного анализа содержание обнаруживаемых примесей калия, хлора и серы в синтезированном  $CoWO_4$  составляет соответственно 0,04583 %, 0,01952 %, 0,00001 %.

Как видно из сканограммы (рис) (измерения проводились на приборе SOLVER PRO) размеры частиц синтезированного нами  $CoWO_4$  лежат в пределах  $(0,17-0,37) \times 10^{-6}$  м, т.е. их среднее значение составляет  $0,27 \times 10^{-6}$  м.

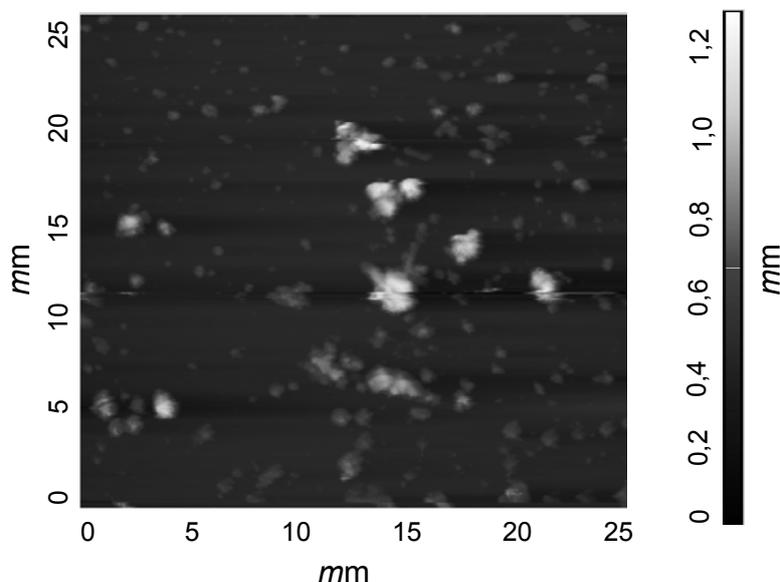


Рис. 1. Сканограмма порошка  $CoWO_4$

Таким образом, данные, как по анализу, так и по определению размеров частиц синтезированного  $CoWO_4$  дают основание, в соответствии с существующим ГОСТом, отнести его к группе веществ марки «х.ч.» с микрометрическими размерами частиц.

УДК 621.315.592

НАНЕСЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК С ПОМОЩЬЮ  
ИСТОЧНИКА ИОНОВ ТИПА «РАДИКАЛ»

А. З. Хамдохов, Э. З. Хамдохов, З. М. Хамдохов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

В микроэлектронике широкое распространение получили ионные источники с холодным катодом [1].

Между тем, в литературе нет достаточных данных о применении этих источников для нанесения углеродных пленок на подложку.

В связи с этим, целью нашей работы явились исследования технологической возможности осаждения углеродной пленки с помощью источника ионов с холодным катодом типа «Радикал». В этом источнике применен замкнутый дрейф электронов в скрещенных электрическом и магнитном полях в промежутке анод-катод. Ионизация рабочего газа обеспечивается высокоэнергетическими электронами.

В нашем эксперименте мы исследовали два способа нанесения углеродной пленки с помощью источника ионов, а именно: осаждение углерода на подложку непосредственно из пучка ионов и распыление графитовой мишени пучком ионов инертного газа.

Толщина полученных нами углеродных пленок измерялась с помощью атомно-силового микроскопа.

Источник ионов устанавливался в смотровое окно рабочей камеры вакуумной установки УВН-2М.

Перед напылением пленок рабочая камера откачивалась до давления  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Па.

В источник ионов через игольчатый натекаТЕЛЬ подавался рабочий газ. Затем положительные ионы рабочего газа, которые образовывались в плазме, вытягивались из источника в высокий вакуум, создавая, таким образом, направленные потоки частиц (рис. 1).

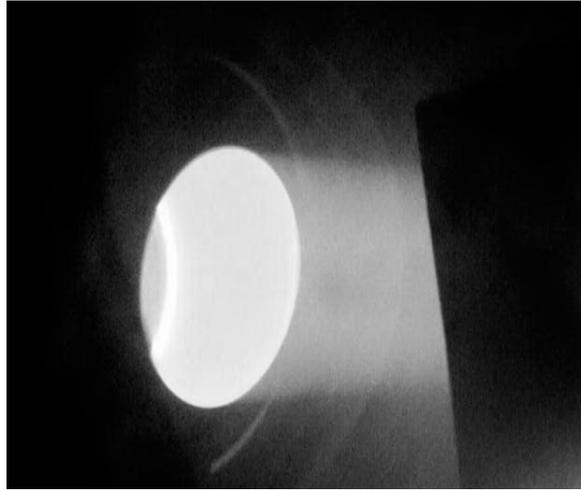


Рис. 1 Фотография ионного пучка

При осаждении углеродной пленки непосредственно из пучка ионов в источник «Радикал» подавался газ пропан. Ионы углерода, выходя из отверстия в рабочую камеру, осаждались на стеклянную подложку.

Параметры процесса напыления углеродной пленки непосредственно из пучка ионов были следующими:

Время напыления – 15 минут;

Давление в рабочей камере –  $1,2 \cdot 10^{-1}$  Па;

Напряжение на аноде ионного источника – 1,2 кэВ;

Ток соленоида ионного источника – 2 А;

Диаметр пучка – 60 мм;

Плотность тока пучка –  $1 \text{ мА/см}^2$ .

Из рис. 2 видно, что после процесса напыления на поверхности стеклянной подложки образовалась углеродная пленка со структурой неперидических пиков толщиной примерно 800 нм.

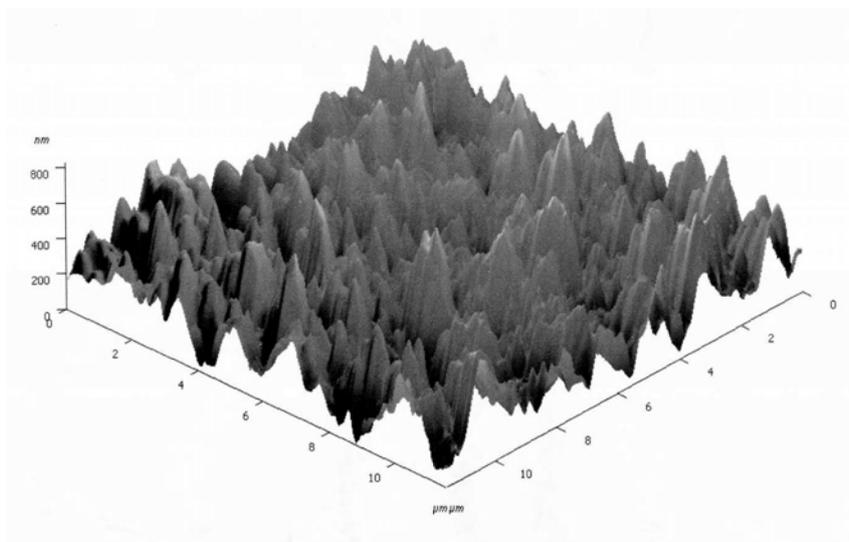


Рис. 2. Изображение поверхности углеродной пленки, полученное с помощью атомно-силового микроскопа

Расчет на основании полученных экспериментальных данных показывает, что скорость осаждения углеродного материала равна  $\approx 0,9$  нм/с.

При осаждении углеродной пленки путем распыления графитовой мишени в ионный источник подавался аргон.

Параметры процесса распыления были следующими:

Время распыления – 30 минут;

Давление в рабочей камере –  $1,2 \cdot 10^{-1}$  Па;

Напряжение на аноде ионного источника – 6,7 кВ;

Ток соленоида ионного источника – 2 А;

Диаметр пучка – 60 мм;

Плотность тока пучка –  $1 \text{ мА/см}^2$ .

Скорость осаждения углеродной пленки в данном способе оказалось равной  $\approx 0,01$  нм/с, что значительно меньше, чем при осаждении углеродной пленки предыдущим способом (0,9 нм/с).

Таким образом, с точки зрения производительности использование источника ионов типа «Радикал» для осаждения углеродной пленки непосредственно из пучка ионов является более перспективным, чем для получения пленок путем распыления графитовой мишени.

#### Литература

1. Моряков О. С. Элионная обработка. – М.: Высшая школа, 1990. – 124 с.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОХРОМНЫХ  
СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ВОЛЬФРАМА

Б. М. Хуболов

Кабардино-Балкарский госуниверситет, Нальчик

Электрохромизм – явление обратимого изменения оптических свойств вещества под воздействием приложенного к нему электрического напряжения. За счет электронно-ионных реакций в некоторых химических соединениях происходит образование центров окраски, обуславливающих поглощение света, что приводит к изменению цвета [1, 2]. Такое свойство веществ дает возможность надеяться на создание новых оптоэлектронных устройств: индикаторов, автомобильных зеркал, окон высотных зданий, аттенуаторов, светофильтров.

Материалы, обладающие электрохромной способностью, называют электрохромными. Они могут быть органической или неорганической природы. К органическим относят следующие вещества: дифталоцианин лютеция [3] или иттербия [4], производные виологена [5], полианилин и другие. К неорганическим относят оксиды молибдена, вольфрама, титана, тантала, ванадия, кобальта, никеля, иридия, рутения, марганца т.д. [1,2].

Окрашивание электрохромных материалов зависит, как от величины, так и от знака приложенного электрического напряжения. Поэтому электрохромные материалы (ЭХМ) условно можно разделить на две группы: катодные [1] и анодные [6]. Первые окрашиваются при подаче на них отрицательного напряжения, вторые - положительного.

В основе электрохромного эффекта лежат процессы, происходящие в сложной слоистой структуре, которую можно представить следующей схемой: металл/прозрачный проводящий оксид/оксидная вольфрамовая бронза/твердый электролит/оксидный ионный материал/прозрачный проводящий оксид/металл. Сокращенная схема выглядит так:



Схема работает при приложении отрицательного потенциала к левому и положительного потенциала к правому электродам. Естественно, в системе в этом случае возникает электронный перенос через контакты металл/оксид, оксид/оксид, оксид/электролит, а также ионный перенос на контактах оксид/электролит, оксид/оксид. Теоретическое и экспериментальное рассмотрение токовой задачи для всей электрохромной системы слишком сложно. Рассмотрение просто необходимо провести предварительно по отдельным межфазным переходам.

Исследования гетероструктур типа металл/оксид, иначе металл/диэлектрик (МД), известны. Однако оксиды металлов, используемые в электрохромных устройствах в качестве прозрачных высокопроводящих

систем (удельная проводимость достигает  $\sim 10^2 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ ) представляют из себя аморфные пленки с высокой степенью легирования, поэтому поведение перехода металл/прозрачный проводящий оксид во многом определяется примесными центрами или даже подзонами вблизи уровня Ферми. Кроме того, не исключено накопления у этой межфазной границы металл/оксид значительного числа ионов со стороны оксида. Ко всему этому процесс усложняется возможными явлениями фотопроводимости, т.к. электрохромное устройство это – оптоэлектронное устройство и работает при постоянном падении электромагнитного излучения прежде всего на переход металл/оксид.

Гетероструктуры типа проводящий прозрачный оксид/оксидная вольфрамовая бронза представляют из себя структуру типа диэлектрик/диэлектрик. Однако при рассмотрении такой границы нужно также одновременное решение токовой задачи и для электронов и для ионов.

Традиционно процесс электрохромного окрашивания рассматривался в литературе с позиций классической электрохимии, хотя для выяснения физической природы электрохромного процесса просто необходимо рассмотрение элементарного акта переноса электронов и ионов через границу оксид/электролит. Гетероструктуры типа оксид/электролит (жидкий или твердый) являются определяющими в работоспособности электрохромных устройств.

Электронная структура твердого тела, имеющаяся на границе раздела твердое тело – электролит в значительной степени управляет характером и скоростью реакций, которые протекают на его поверхности. В случае окислов роль, которую играет электронная структура особенно сложна.

Все известные модели электрохромного окрашивания кладут в свою основу процесс внедрения иона ( $\text{H}^+$ ,  $\text{Li}^+$  и т.д.) в оксидный материал. В общем виде процесс этот описывают электрохимической реакцией [7]:



где  $\text{M}$  – ион внедрения ( $\text{H}^+$ ,  $\text{Li}^+$ ,  $\text{Na}^+$ ,  $\text{K}^+$  и т.д.).

Физически очевидно, что при наложении отрицательного потенциала на электрод, представляющий из себя монокристалл оксидной вольфрамовой бронзы (ОВБ), катодная часть тока обусловлена тем, что электроны проходят через ОВБ и восстанавливают на его поверхности ион, изменяя его валентность минимум на  $-1$ . Этот ион должен перейти в раствор, и в результате он, или, что более вероятно, какой-то другой ион отдаст электрон платиновому противоэлектроду. Такова схема обычной окислительно-восстановительной реакции на границе раздела окисел-полупроводник [8]. Электрохромное окрашивание производится при меньших потенциалах, при которых нет еще реакции восстановления ионов водорода  $\text{H}^+$ , но идет внедрение протона в решетку оксидной бронзы, а инжектированные из металлического электрода в монокристалл ОВБ электроны захватываются ионами переходного металла, в данном случае вольфрама, переводя

их из зарядового состояния  $W^{+6}$  в  $W^{+5}$  [9]. Таким образом, первым этапом электрохромного окрашивания может являться процесс электродиффузии, а не диффузии протона из электролита в монокристалл или тонкую пленку ОВБ. При этом протону предстоит преодолеть потенциальный барьер на границе окисел/электролит.

На поверхности твердого тела довольно часто наблюдается распределение зарядов в виде двойного слоя. Иногда двойной слой можно рассматривать просто, полагая заряд размещенным на двух плоскостях. Пример такого рассмотрения дает металл, покрытый слоем адсорбированного кислорода, когда кислород обладает большим отрицательным парциальным зарядом, а на поверхности металла сосредоточен равный по величине положительный заряд. Возникший двойной слой с хорошим приближением можно считать состоящим из двух заряженных плоскостей. Даже когда между положительно заряженными и сорбированными ионами кислорода нарастает слой окисла и расстояние между слоями зарядов увеличивается до нескольких сотен ангстрем ( $10^2 \cdot 10^{-10} \text{ м} = 10^{-8} \text{ м} = 10 \cdot 10^{-9} \text{ м} = 10 \text{ нанометров}$ ) [10]. Такую систему все еще можно представить в виде двух заряженных плоскостей, если конечно, ионы кислорода остаются связанными с поверхностью.

Для полупроводника, или изолятора, или слоя окисла на металле получающийся двойной слой, часто, лучше считать состоящим из поверхностного заряда и из распределенного в объеме заряда.

Пространственный заряд может быть образован, распределенными в полупроводнике или в изоляторе ионами, вакансиями или подвижными электронами [11].

Наличие двойного слоя, или согласно Шоттки потенциального барьера на границе раздела твердое тело/газ или твердое тело/жидкость, определяет кинетику захвата или инжекции дырок или электронов поверхностными состояниями (центрами), в том числе и ионами, пришедшими к поверхности твердого тела из раствора. Сам же процесс захвата или инжекции носителей заряда играет основополагающую роль в электрохимических процессах на поверхности твердого тела: коррозия, катализ, окислительно-восстановительные реакции и в более физических процессах таких, как захват носителей поверхностными атомами или молекулами, диссоциация полупроводниковых соединений, рекомбинация неравновесных электронно-дырочных пар, фотопроцессы и т.д.

Существует и вторая модель механизма внедрения протона в ОВБ при электрохромном процессе. Согласно этой модели протон, адсорбируясь на поверхности ЭХМ, захватывает электрон из приповерхностной области ЭХМ и диффундирует в нейтральном состоянии в объем ОВБ, отдавая электрон затем 6-кратно ионизированному атому вольфрама, переводя его из состояния  $W^{+6}$  в состояние  $W^{+5}$ . Но сам элементарный акт перехода иона из электролита (твердого или жидкого) в оксидный материал с физи-

ческой стороны не элементарен и требует рассмотрения энергетического состояния иона в электролите и электронной структуры тонкой пленки или монокристалла ЭХМ.

Таким образом, при любом подходе к исследованию механизма электрохромного окрашивания необходимо детальное и глубокое исследование процессов захвата и инжекции свободных и связанных электронов на поверхностные состояния, образованных в том числе и внедряемыми в объем ЭХМ ионами. Физически очевидно, что эти поверхностные состояния не могут быть только мелкими.

Перенос электрона из твердого тела на окислитель может иметь место только в том случае, если энергетический уровень "поверхностного состояния", созданного окислителем, в результате флуктуации достигает значений, равных энергии занятых состояний твердого тела. И, наоборот, перенос электрона в твердое тело может происходить только тогда, когда энергетический уровень восстановителя в результате флуктуации достигает значений, равных энергии незаполненных состояний твердого тела.

Качественно можно заключить, что если бы в случае металла или полупроводника оба уровня  $E_{\text{red}}$  и  $E_{\text{ox}}$  были расположены гораздо ниже, скорость переноса электронов от металла и полупроводника к поверхности была бы очень большой, а скорость обратного переноса – малой. Аналогичное неравенство скоростей переноса имело бы место, если бы оба уровня были расположены существенно выше энергии Ферми.

Вольтамперные характеристики при электрохромном окрашивании тонкопленочного или монокристаллического образца оксидной вольфрамовой бронзы существенно несимметричны в катодной и анодной областях, что обусловлено неодинаковыми скоростями  $dn_{iv}/dt$  переноса электронов на флуктуирующие поверхностные энергетические уровни и обратно:

$$\frac{dn_{iv}}{dt} \neq \frac{dn_{is}}{dt} \quad (2)$$

где  $dn_{iv}/dt$  – скорость переноса электронов из объема на поверхностные состояния;  $dn_{is}/dt$  – скорость переноса электронов с поверхностных состояний в объем.

Все изложенное однозначно указывает на необходимость рассмотрения влияния глубоких уровней в объеме оксидной вольфрамовой бронзы и на ее поверхности, граничащей с электролитом на процесс электрохромного окрашивания.

## Литература

1. Dautremon-Smith W.C. Transition metal oxide electrochromic materials and displays: a review. Part 1. Oxides with cathodic coloration/Displays, 1982, 3, N1, 3-22.
2. Display devices./Edited by Y.J.Pankove. Springer-Verlag Berlin. Heidelberg, New-York, 1980.
3. Castaneda F., Plichon V. Electrochemical process in electrochromic films of lutetium diphthalocyanine/I.Electro-nal.Chem., 1987, 236, N1-2. 163-175.
4. Petty M., Lovett D.R., Gownserd P., O'Conner J.M., Silven J. Electrochromism in ytterbium diphthalocyanine films deposited by the Langmuir - Blodgett technique./j. Phys. D.. 1989, 22, N1, 1604-1607.
5. Barklay D.J., Dowden B.F., Lowe A.C., Wud J.C. Viologenbased electrochromic light scattering display/ Appl. Phys. Lett., 1983. 42, N10, 911-913.
6. Dautremon-Smith W.C. Transition metal oxide electrochromic materials and displays; a review. Part 2. Oxides with anodic coloration/Displays, 1982, 3, N2, 67-80.
7. Фаунен Б.В., Крэнделл Р.С. Электрохромные дисплеи на основе WOs/В кн. Дисплеи. М.. Мир, 1982, с.228-266.
8. S. Roy Morrison/The Chemical Physics of Surface. New York, 1977.
9. Faugnan B.W., Crandall R.S., Heyman P.M. Electrochromism in W03 amorphous films/RCA Review, 1975, v36, N1. p.177-197.
10. Hofman-Pever M., Yerscher H./Zs.Elektrochem, 1961, 65, 771.

ЗАВИСИМОСТЬ ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
МАТЕРИАЛОВ ОТ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯЗ.В. Шомахов<sup>1</sup>, Б.Н. Нагоев<sup>1</sup>, А. М. Кармоков<sup>1</sup>, У. Яркулов<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Самаркандский государственный университет, Самарканд

В последнее десятилетие наметилось направление исследований, в котором ультразвук используется как инструмент, позволяющий эффективно влиять на дефектный состав полупроводниковых материалов. Этот вопрос особенно актуален для кремневой микроэлектроники, поскольку достигаемые на сегодняшний день степени интеграции требуют возможности направленного изменения дефектного состава используемого материала. В данной работе нами продемонстрировано влияние ультразвуковой обработки на температурную зависимость фотоэлектрических свойств кремния.

Исследования проводились на монокристалле *n*-типа (полученного методом Чохральского) кремния. Образцы вырезались из центральной части слитка (50×20×20 мм), шлифовали на абразивных порошках и химически полировали.

Для проведения ультразвуковой обработки (УЗО) использовались пьезокерамические преобразователи в виде колец (ЦТС 19 толщиной 0,3 мм и диаметром 10 мм), собственные частоты которых находились выше спектрального состава сигнала – отклика. Для улучшения акустического контакта использовалось вакуумное масло ВМ-6.

В качестве величины, чувствительной к УЗО, в работе измерялось время жизни неосновных носителей заряда (ННЗ) методом затухания фотопроводимости. Для этих целей была собрана экспериментальная установка с измерительным стендом.

Сложный вид зависимости времени жизни ННЗ от времени действия УЗО и от температуры, сводящего в итоге к его возрастанию, свидетельствует о сложных процессах, происходящих в материале под действием УЗО.

Изменение потенциала на образце отражает закономерности процессов рекомбинации и диффузии носителей заряда и дает возможность определить ряд параметров полупроводникового материала, а также изменение распределения примесей на поверхности полупроводника.

Следует подчеркнуть, что предложенная методика является весьма схематичной. Для установления истинной картины происходящего в кремнии под действием УЗО процессов требуются дальнейшие исследования.

УДК 541.175:549.76

## СИНТЕЗ ВОЛЬФРАМАТОВ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ С МИКРОМЕТРИЧЕСКИМИ РАЗМЕРАМИ ЧАСТИЦ

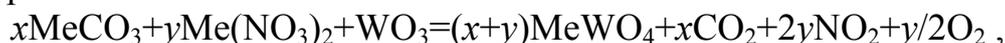
Г. К. Шурдумов, З. А. Черкесов, З. Л. Хакулов, М. Р. Нырова

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Вольфраматы щелочноземельных металлов обладают ценными свойствами и являются перспективными материалами (люминофоры, катодолюминофоры в рентгенокопии, индикаторы  $\gamma$ -излучения в сцинтилляционных счетчиках и др.).

Однако, к сожалению, известные в настоящее время способы синтеза вольфраматов кальция, стронция, бария, основанные на реакциях их осаждения из водных растворов или же на твердофазных процессах обладают рядом недостатков, мешающих получению этих фаз в высокодисперсном и высокочистом состоянии. В связи с этим имеет большое значение разработка рациональных и экономичных способов получения этих веществ в высокочистом состоянии и с высоким выходом основного вещества.

В работе приводится экспериментальный материал по синтезу вольфраматов кальция, стронция и бария на основе реакций в расплавах систем типа  $\text{MeCO}_3\text{--Me(NO}_3)_2\text{--WO}_3$  ( $\text{Me} - \text{Ca, Sr, Ba}$ ). Температурный режим процесса ( $600^\circ$ ), время выдержки реакционной смеси, а также количества исходных реагентов, рассчитанных в соответствии со стехиометрическим уравнением



подбирались на основе данных термического анализа систем  $\text{MeCO}_3\text{--Me(NO}_3)_2$  и кинетических исследований (где  $x$  и  $y$  – числа молей реагирующих веществ).

В работе также дано термодинамическое обоснование процессов, лежащих в основе получения вольфраматов щелочноземельных металлов. Как следует из расчетов энергии Гиббса и констант скоростей реакции процессы в рассматриваемых системах глубоко направлены в сторону образования продуктов реакций и поэтому могут быть положены в основу технологии их получения.

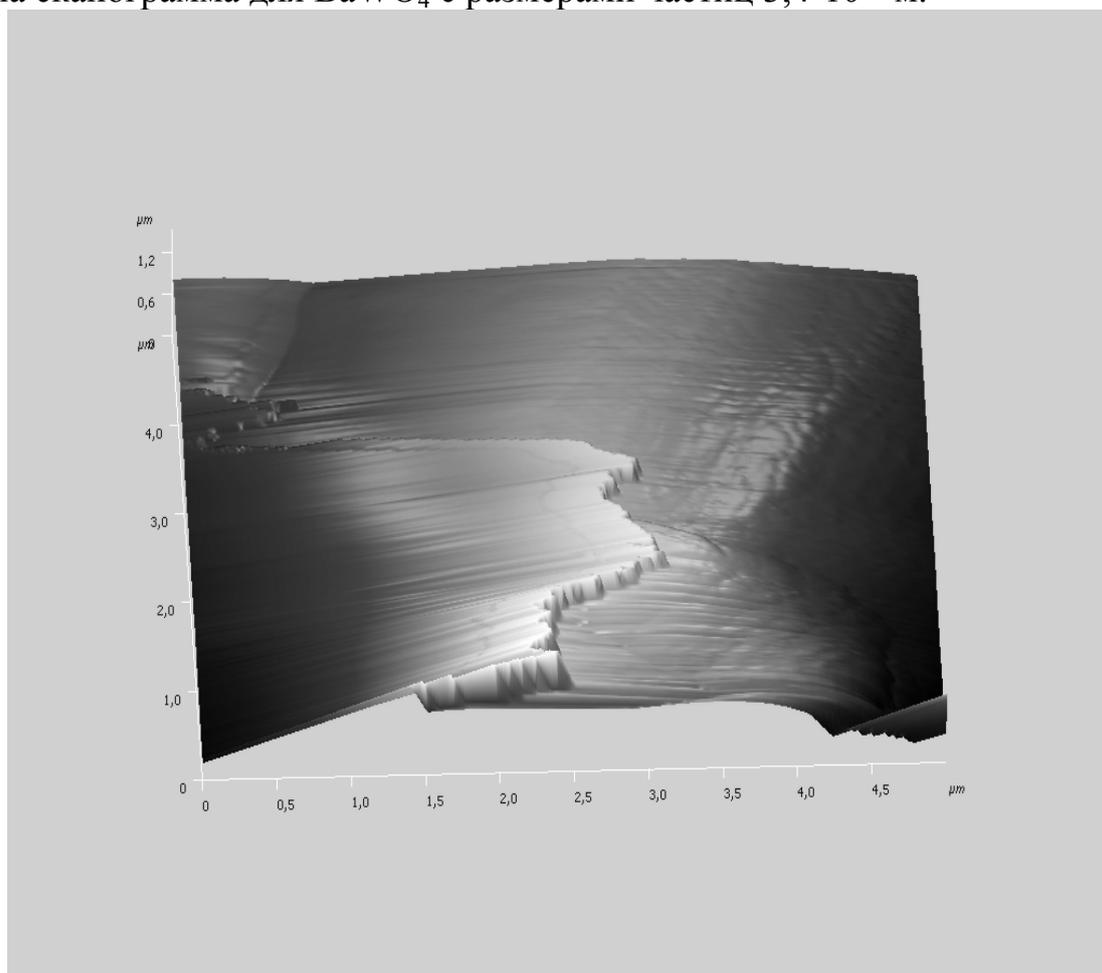
Синтез вольфраматов щелочноземельных металлов проводили в алундовых тиглях, которые были доведены до постоянной массы.

Проведен химический анализ синтезированных вольфраматов. При этом, щелочноземельные металлы определяли по разработанному нами методу обратного осаждения, суть которого состоит в удалении из филтраты избыточного  $\text{HCl}$  и осаждения из него ионов кальция, стронция и бария вольфрамом натрия в виде соответствующих вольфраматов, а вольфрам определяли весовым методом. Результаты химического анализа

синтезированных вольфраматов щелочноземельных металлов приведены в таблице.

Соединение	Содержание, масс. %				Содержание основного вещества в продуктах реакции, %	Выход продукта реакции, %
	М		WO <sub>3</sub>			
	эксп.	теор.	эксп.	теор.		
CaWO <sub>4</sub>	13,886	13,896	80,407	80,545	99,89	99,95
SrWO <sub>4</sub>	25,870	26,190	69,970	69,112	98,56	98,88
BaWO <sub>4</sub>	35,590	35,653	60,195	60,193	99,40	99,70

Как видно из этих данных синтезированные препараты отличаются высокой чистотой. Кроме того, для идентификации полученных веществ использовали также и метод РФА. Поскольку дисперсность синтезированных веществ имеет большое значение для их применения, нами она определена методом электронной микроскопии. По нашим данным их среднее значение оценивается в  $2,96 \cdot 10^{-6}$  м. В качестве иллюстрации ниже приведена сканограмма для BaWO<sub>4</sub> с размерами частиц  $3,4 \cdot 10^{-6}$  м.



## *Современные фото- и вторичноэмиссионные материалы и технологии их получения*

УДК 621.385

ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ МКП НА ОПЕРАЦИЯХ ТЕХПРОЦЕССА

С. К. Кулов, Т. В. Полина

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Свойства МКП обусловлены составом приповерхностного слоя каналов. Рабочие стекла, которые определяют параметры МКП, - это нерастворимое свинцовосиликатное стекло оболочки С 87-2 и растворимое стекло жилы С 78-5. При вытяжке одножильных световодов (ОЖС) между жилой и оболочкой происходит обмен щелочными компонентами, который усугубляется на последующих термических операциях техпроцесса – вытяжке многожильных световодов (МЖС) и спекании микроканальных блоков.

При вытяжке МЖС периферийные каналы (ПК) находятся в иных термических условиях, чем внутренние (ВК), что приводит к их физико-химическому различию. Операция спекания МЖС, собранных в блок, сближает состав ПК и ВК за счет длительного нахождения в более однородном температурном поле.

Основной вклад в эмиссию вторичных электронов в МКП вносит тонкая приповерхностная область восстановленного свинцовосиликатного стекла, обогащенная кремнеземом. Предпосылки образования этого слоя возникают на операции вытравливания жилы за счет выщелачивания внутренней поверхности каналов.

Разработанный режим травления позволяет добиться равномерного выщелачивания приповерхностного слоя как в пределах каждого канала по его длине, так и в пределах массива каналов каждой заготовки. Как следствие, уравнивается состав будущего рабочего слоя и для всех заготовок одной блок-партии, обеспечивая высокую однородность параметров пластин, принадлежащих одному блоку. Это подтверждается результатами статобработки данных выходного контроля.

Операция восстановления завершает формирование резистивно-эмиссионного слоя, отвечающего за поведение пластин. Экспериментально установлены режимы, обеспечивающие необходимый отклик и оптимальное сочетание характеристик МКП.

Таким образом, исследования, ведущиеся на протяжении нескольких лет, определили вклад каждой операции в формирование свойств пластин не только на уровне параметрического отклика, но и на уровне понимания физико-химических процессов, лежащих в основе этих операций. Благодаря этому возможность получения высококачественных мелкоструктурных МКП становится реальностью.

УДК 621.383

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ  
МУЛЬТИЩЕЛОЧНЫХ ФОТОКАТОДОВ

В. В. Агаев, Г. В. Федотова, Е. И. Сенцова, Б. Ю. Мищерский

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Важными параметрами фотокатодов являются толщина, показатель поглощения и показатель преломления. Т.к. толщина мультищелочного фотокатода составляет десятки нанометров и он неустойчив на атмосфере, то измерения вышеуказанных величин представляются актуальной задачей.

Экспериментальные установки по определению оптических параметров фотокатодов различаются не только по углу падения света, но и по расположению монохроматора (расположенного до или после прибора). В одних установках на фотокатод падает уже монохроматический свет, а отраженный сигнал от фотокатода попадает на фотоприемник. В других белый свет падает на фотокатод, а отраженный, пройдя монохроматор, попадает на фотоприемник. Т.к. теория расчетов оптических констант существенно упрощается при нормальном падении света на фотокатод, то во всех экспериментальных установках свет падает на фотокатод практически нормально, в этом случае необходимо использовать для определения интенсивности отраженного света полупрозрачное зеркало.

При измерении коэффициента прямого отражения падающее излучение проходит через отверстие в аноде и попадает на катод. Отразившись от катода, свет должен вновь пройти отверстие в аноде и выйдя из прибора, попасть на полупрозрачное зеркало, отразившись от него через фокусирующую линзу, попасть на входную щель монохроматора. Т.к. размеры падающего потока света больше размеров отверстия в аноде, то на входной щели монохроматора устанавливается диафрагма, ограничивающая по вертикали поток отраженного света, попадающего на входную щель монохроматора. Размеры диафрагмы несколько меньше размеров изображения отверстия анода, полученного в плоскости щели монохроматора.

Полученные экспериментально зависимости коэффициентов пропускания, прямого и обратного отражения позволяют, используя графический метод обработки Мурманна – Мале, рассчитать оптические константы и толщину исследуемого фотокатода. Обработка полученных результатов производилась с помощью специальной компьютерной программы, в которой использовался алгоритм метода решения Мурманна – Мале для системы уравнений, описывающих коэффициенты пропускания, прямого и обратного отражения. Результаты расчетов показывают, что при длине волны 633 нм показатель преломления равен  $n=2,3$ , показатель поглощения  $k=0,55$ , а фотокатоды можно вырастить с толщинами от 20 нм до 300 нм.

## ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОЧИХ СТЕКОЛ

С. К. Кулов, Т. В. Аркадьева

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

МКП – стеклянные изделия, что является уникальным в электронике: стекло используется не как оптический, изоляционный, или конструкционный материал, а как активный электронный материал вторично-электронных каналов умножителей и одновременно – конструкционный материал, обеспечивающий механическую прочность и формоустойчивость конструкции пластины.

Основное рабочее стекло МКВ, из которого состоят стенки каналов, и стекло МО – свинцово-силикатные стекла (ССС), которые в результате термоводородной обработки зачернены за счет восстановления свинца на поверхности каналов. Вспомогательное стекло используют для сохранения формы каналов при формировании микроструктуры МКП. В технологии ООО ВТЦ «Баспик» в качестве вспомогательного стекла удаляемой жилы используют боратно-бариевое стекло.

Свойства рабочих стекол МКП оказывают весьма существенное влияние практически на все основные параметры МКП. Поэтому технический уровень, качество и надежность МКП в существенной степени зависят от качества рабочих стекол. К параметрам рабочих стекол МКП предъявляют ряд особых и весьма жестких требований:

- технологичность при выработке;
- оптимальность химического состава и его высокое постоянство от варки к варке;
- высокая оптическая однородность (минимизация всякого рода структурных дефектов-пузырей, камней, кристаллов, свилей), превосходящая требования по однородности лучших оптических стекол;
- отсутствие кристаллизации в температурном диапазоне, характерном для обработки в техпроцессе МКП (500–700 °С);
- оптимальные значения и совместимость свойств по температурным кривым вязкости и ТКЛР;
- достаточно низкая химическая устойчивость вспомогательного стекла жилы, допускающая его максимально полное вытравливание из каналов при обработке в слабых растворах кислот, без образования нежелательных осадков;
- высокая химическая устойчивость основного рабочего стекла МКВ и стекла МО, в том числе к пятнающим реагентам (пары воды, углекислота) атмосферы;
- необходимая восстанавливаемость основного рабочего стекла в процессе термоводородной обработки;
- достаточно высокий коэффициент вторичной электронной эмиссии

основного ССС после термоводородного восстановления;

– специальные требования, например, малая диффузия компонентов основного ССС в паре со вспомогательным стеклом в процессе температурных обработок в техпроцессе МКП.

В производстве МКП применяются следующие рабочие стекла:

С87-2 (6Ва-4) , С92-1 (6Ва-131) – свинцово-силикатные стекла, из которых состоят стенки каналов;

С74-4 (МО-34) – свинцово-силикатное стекло монолитного обрамления;

С78-5 – боратно-бариевое стекло вытравливаемой жилы.

Требования к качеству заготовок, геометрическим параметрам и химическому составу подробно изложены в ТУ на каждое из применяемых в производстве стекло.

На входном контроле ООО ВТЦ «Баспик» замеряются и контролируются все указанные в ТУ характеристики поступающих рабочих стекол:

- вязкостные характеристики;
- ТКЛР;
- показатель преломления;
- показатель ослабления;
- двулучепреломление;
- качество заготовок (пузырность, свили, камни, кристаллы, включения, пленки пузырей и др.);
- геометрические параметры ТИМО, ШИМО;
- химическая устойчивость;
- химический состав;
- плотность.

**Вязкость** – понятие, обратное текучести.

Вязкость стекла непосредственно зависит от химического состава. Метод замера в ВТЦ «Баспик» - на автоматическом вискозиметре АВ-2008 методом вдавливания и методом изгиба.

**ТКЛР** – На ТКЛР сильно влияет химсостав стекла. Метод замера ТКЛР в ВТЦ «Баспик» – на автоматическом кварцевом дилатометре ДКВ-5АМ и заключается в измерении длины образца при изменении его температуры.

**Показатель преломления** – характеризует оптическую однородность структуры стекла. Метод замера в ВТЦ «Баспик» – на рефрактометре ИРФ-454 Б2М.

**Показатель ослабления** – удельная оптическая плотность, численно равен доли потока поглощенного и рассеянного в слое единичной толщины. Этот показатель характеризует физико-химические свойства стекла. Суть метода – в замере коэффициента пропускания образца на фотометре и дальнейшем расчетом показателя ослабления.

**Двулучепреломление** - является показателем качества отжига стекла. Замер производится на полярископе-поляриметре ПКС-250.

## ВЛИЯНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ МКП И ЗАГОТОВОК

Ю. А. Борисова, С. К. Кулов, Ю. В. Щапова

Владикавказский технологический центр «Баспик», РСО-Алания, Россия

На протяжении ряда лет в ВТЦ «Баспик» исследовалось влияние различных термо-физико-химических факторов и соответствующих операций техпроцесса на характеристики МКП и заготовок. Предметом исследований были процессы:

- технохимической обработки,
- отжиг в вакууме и различных паро-газовых средах, включая атмосферу,
- термоводородное восстановление,
- химико-термическая реставрация,
- гибридная физико-химическая обработка,
- парогазовое выщелачивание

Объектом исследований были оконченные изготовлением МКП с каналами 6–8 мкм и заготовки НВЗ (невытравленные заготовки МКП), ВЗ (вытравленные заготовки МКП), ОВЗ очувствленные на термоводородном восстановлении заготовки МКП). Технологическая предыстория МКП и заготовок характеризовалась применяемыми рабочими стеклами и вариантами технологии на стадии МЖС-МКБ. Цели исследований заключались в установление закономерностей поведения параметров объектов при воздействиях в зависимости от конструктивно-технологической предыстории, определение значимых для ключевых параметров МКП технологических факторов техпроцесса и обоснование новых версий технологий изготовления мелкоструктурных МКП улучшенного качества.

В результате исследований было установлено, что в рамках принятого базового технологического метода имеются значительные резервы улучшения технологии и качества МКП, в том числе:

- повышение термостойкости МКП при обезгаживании до 500–520 °С,
- азотирование рабочих поверхностей МКП с целью улучшения химической стойкости,
- ТВВ при высоких температурах 550–600 °С, при котором стенки каналов прорабатываются насквозь (полностью),
- выведение щелочной компоненты из МКП,
- существенное снижение газосодержания и газовыделения МКП,
- повышение чистоты и гладкости стенок каналов,
- снижение напряжений и повышение механической прочности МКП.

Результаты исследований находят применение в разработке новой версии базовой технологии МКП с каналами 4–5 мкм с пониженным газовыделением для работы в ЭОП новых поколений без входной ионно-барьерной пленки.

УДК 621.383.3.

## ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ИНВЕСТИЦИОННЫХ ПРОЕКТОВ

О.А. Пушина, С.К. Кулов

Владикавказский технологический центр «Баспик», РСО-Алания, Россия

Реализация инновационных проектов требует финансовых ресурсов, инвестиций. Ранее в СССР они распределялись в плановом порядке в соответствии с указаниями директивных органов административно-командной системы (ЦК КПСС, Совет Министров СССР). Сегодня финансовые ресурсы, в том числе средства из федерального бюджета, как и коммерческие кредиты, можно получить почти исключительно на конкурсной основе.

Для решения вопроса о кредите необходимо представить по установленной форме бизнес-план, важнейшей частью которого является раздел, посвященный оценке экономической эффективности инвестиций. Принятая сегодня в России методология оценки экономической эффективности инвестиционных проектов по существу аналогична принятой в международной практике (методика ЮНИДО). В настоящее время действует вторая редакция «Методических рекомендаций по оценке эффективности инвестиционных проектов», утвержденная в 1999г. Минэкономки РФ, Минфинансов РФ и Госкомитетом РФ по строительной, архитектурной и жилищной политике.

Анализ состояния вопроса показывает, что указанные рекомендации недостаточно освоены исполнителями проектов – просителями инвестиций, что является одной из причин отказа в финансировании представляемых проектов. Поэтому освоение указанных «Методических рекомендаций» является важным и необходимым условием для получения инвестиций от государства или коммерческого партнера.

*Исходные понятия.* В основу оценки эффективности ИП положены следующие принципы:

- рассмотрение проекта на протяжении всего *жизненного цикла* (*расчетного периода*) – от проведения прединвестиционных исследований до прекращения проекта,
- моделирование потоков продукции, ресурсов, денежных средств,
- приведение разновременных доходов и расходов к условиям их экономической соизмеримости в *начальном периоде*,
- определение эффекта посредством сопоставления ожидаемых интегральных результатов и затрат с ориентацией на достижение требуемой нормы дохода на капитал,
- использование текущих (базисных), прогнозных и дефлированных (расчетных) цен

*Эффективность проекта* включает в себя:

- *Общественную эффективность* проекта,

- *Коммерческую эффективность* проекта

Эффективность проекта оценивается в течение *расчетного периода*, от начала проекта до его прекращения. Расчетный период разбивается на *шаги* – отрезки, в пределах которых производится агрегирование данных.

*Денежный поток ИП* – это зависимость от времени денежных поступлений и платежей при реализации проекта, определяемая в течение всего расчетного периода.

На каждом шаге ИП значение денежного потока характеризуют следующие величины:

- *Приток*: денежные поступления на этом шаге,
- *Отток*: платежи на этом шаге,
- *Сальдо*: разность между притоком и оттоком,

*Состав денежного потока:*

- Денежный поток инвестиций,
- Денежный поток операционной деятельности,
- Денежный поток от финансовой деятельности

*Денежный поток инвестиций: приток* – продажа активов, поступления за счет сокращения оборотного капитала; *отток* – капвложения, затраты на реализацию проекта.

*Денежный поток операционной деятельности: приток* – выручка от реализации, прочие внереализационные доходы, *отток* – производственные издержки, налоги.

*Денежный поток от финансовой деятельности: приток* – вложения собственного капитала и привлеченных средств, субсидий, дотаций, заемных средств, *отток* – затрат на возврат и обслуживание займов.

Денежные потоки могут выражаться в текущих, прогнозных или дефлированных ценах. *Текущие* – базисные цены, заложенные в проекте без учета инфляции. *Прогнозные* – цены, ожидаемые с учетом инфляции на будущих шагах расчета. *Дефлированные* – прогнозные цены, приведенные к уровню цен фиксированного момента времени путем деления на общий базисный индекс инфляции.

*Показатели ИП:*

- *Чистый дисконтированный доход (ЧДД)*,
- *Индекс доходности (ИД)*,
- *Внутренняя норма доходности (ВНД)*,
- *Срок окупаемости капвложений ( $t_{ок}$ )*

*Расчетные выражения.* При расчете в текущих базисных ценах при постоянной норме дисконта ЧДД определяется по формуле:

$$\text{ЧДД} = \sum (R_t - Z_t) / (1+E)^t - \sum K_t / (1+E)^t \quad (1)$$

Суммирование производится по всем шагам расчетного периода .

Здесь:

$R_t$  – результаты на t- ом шаге расчета,

$Z_t$  - затраты на t-ом шаге расчета

$K_t$  - капитальные вложения на t- м шаге расчета ,

$E$  – норма дисконта (норма дохода на капитал),

$t$  – номер шага расчета,

$T$  –горизонт расчета, равный номеру шага расчета, на котором производится ликвидация объекта (проекта) ,

$a = 1 / (1+E)^t$  - коэффициент дисконтирования(приведения) на t-шаге расчета при постоянной норме дисконта

Величина  $R_t$  формируется как выручка (нетто) от реализации продукции (за минусом НДС, и других обязательных платежей).

Величина  $Z_t$  формируется как себестоимость проданной продукции (за вычетом амортизационных отчислений) плюс первоочередные налоги и платежи, отнесенные на финансовую деятельность и налог на прибыль.

Денежный поток операционной деятельности (сальдо) на t-ом шаге расчета , определяется по формуле:

$$ДП_0 = R_t - Z_t = R_t - (C_t - A_t) - H_t = П_t + A_t \quad (2)$$

Здесь:

$C_t$  – полная себестоимость на t-ом шаге расчета,

$H_t$  – совокупные налоги на t- ом шаге расчета,

$П_t$  - чистая прибыль на t-ом шаге расчета,

$A_t$  – амортизационные отчисления на t –ом шаге расчета,

Таким образом, ЧДД представляет собой разницу между суммой элементов денежного потока по операционной деятельности ( эффектов)

и приведенной к тому же моменту времени величиной капитальных вложений денежного потока по инвестиционной деятельности и служит основным критерием при оценке эффективности ИП. Если ЧДД положителен, то проект эффективен и может рассматриваться вопрос о его реализации, причем, чем выше уровень ЧДД, тем эффективнее проект.

*Индекс доходности ИД* характеризуется отношением суммы приведенных эффектов к величине дисконтированных капвложений:

$$ИД = \Sigma (R_t - Z_t) / (1+E)^t / \Sigma K_t / (1+E)^t \quad (3)$$

Если ИД > 1, то проект эффективен, тем более, чем больше ИД.

*Срок окупаемости капвложений (инвестиций)* определяется временным интервалом от начала осуществления проекта за пределами которого интегральный эффект становится положительным. Он определяется шагом, на котором ЧДД по форму (1) становится равным нулю, т.е.:

$$\Sigma (R_t - Z_t) / (1+E)^t = \Sigma K_t / (1+E)^t \quad (4)$$

*Внутренняя норма доходности ВНД  $E_{вн}$*  соответствует такой норме дисконта, при которой ЧДД при реализации ИП равен нулю и определяется решением уравнения:

$$\Sigma (R_t - Z_t) / (1+E_{вн})^t = \Sigma K_t / (1+E_{вн})^t \quad (5)$$

Вышеприведенные формулы соответствуют наиболее простой ситуации, когда не учитывается инфляция и изменение нормы дисконта в процессе осуществления проекта. С их учетом формулы усложнятся.

В качестве примера рассматривается расчет интегральных индексов экономической эффективности инвестиционного проекта ВТЦ «Баспик» для реализации целевой программы «Старт». Расчетный период 2010-2015 г.г., планируемые капиталовложения (величина кредита) 2000,0 млн.руб., норма дисконта 0,14, объем выручки на последнем шаге (2015г.) 3500,0 млн.руб., чистый дисконтированный доход (ЧДД) 705 млн.руб., индекс доходности (ИД) 1,35, дисконтированный срок окупаемости (ДСО) 4 года. Исходя из этих индексов, проект является эффективным.

Отметим, что в реальном случае оценка экономической эффективности может производиться с учетом переменной нормы дисконта и с учетом инфляции, а также с учетом изменения условий налогообложения и нормы амортизации.

УДК 621.383.8

ИЗУЧЕНИЕ ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ НАНОПОРИСТОСТИ  
В МНОГОЖИЛЬНЫХ СВЕТОВОДАХ И ЖЕСТКИХ  
МИКРОКАНАЛЬНЫХ СТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ

А.К. Уртаев, З.Х. Епхиев, Д.Г. Самканашвили

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

Нанопоры (ПЧ типа «А») – это структурный дефект, возникающий на стадии перетяжки пучка одножильных стеклянных световодов (ОЖС) в многожильные стеклянные световодов (МЖС), в местах их спекания.

В процессе спекания МЖС в микроканальный блок (МКБ) нанопоры могут схлопываться, либо раздуваться в зависимости от характеристик материала и параметров технологического режима спекания. В дальнейшем, после резки блока на пластины, шлифовки и полировки, возможно загрязнение пор технологическими продуктами, которые частично удаляются в процессе теххимической обработки. Тем не менее, остаточные загрязнения будут служить источником газовыделения микроканальных пластин (МКП) на сроке службы.

В результате изучения данного дефекта установлено, что в зоне перетяжки пучка ОЖС (луковице) образуются закрытые пузыри по границам спекания ОЖС, как правильной формы, в начале луковицы, так и вытянутой формы, в конце зоны перетяжки пучка. Их диаметр от начала луковицы до многожильного световода уменьшается от ~ 10 мкм до ~ 50 нм.

Анализ нанопористости МЖС при контроле его торцевой поверхности на оптическом микроскопе, а также на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) показывает отсутствие данного дефекта, однако травление МЖС в щелочном растворе или в растворе плавиковой кислоты способствует их проявлению.

Анализу причин образования данного дефекта привел к исследованию боковой поверхности одножильных световодов на СЗМ. Проведенное исследование показало, что ОЖС при укладке пучка имеют, на наноуровне, загрязненную боковую поверхность. Анализ параметров шероховатости показал, что высота неровностей профиля по десяти точкам  $R_z = 40$  нм, а среднее арифметическое отклонение профиля  $R_a = 2$  нм, тогда как на отдельных «чистых» участках  $R_z = 2$  нм, а  $R_a = 0,4$  нм.

Таким образом проблема нанопористости (дефекта ПЧ типа «А») многожильных световодов и микроканальных пластин очевидно связана с чистотой боковой поверхности ОЖС.

АНАЛИЗ РАЗБРОСА ДИАМЕТРОВ КАНАЛОВ  
В МНОГОЖИЛЬНЫХ СВЕТОВОДАХА.К. Уртаев, Д.Г. Самканашвили, З.Х. Епхиев

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

Микроструктура каналов микроканальной вставки (МКВ) микроканальной пластины (МКП) есть сумма микроструктур составляющих микроканальных сот (МКС). Она должна быть однородной и совершенной по рабочему полю зрения. Это означает, что отсутствует искажение форм и размеров каналов и все каналы в пределах микроканальной вставки по своим геометрическим свойствам должны представлять одну генеральную совокупность, выборками которой являются совокупности каналов в пределах МКС.

Прототипом МКС являются шестигранные многожильные стеклянные стержни (МЖС), которые изготавливаются путем перетяжки пучка одножильных стержней (ОЖС).

Экспериментально установлено, что коэффициент вариации по размеру диаметров ОЖС, как внешнему, так и внутреннему равен  $\sim 0,3\%$ . Такой разброс диаметров имеют все ОЖС в пределах пучка. Это означает, что в сечении МЖС каналы должны иметь такой же разброс. Однако проведённые исследования показали, что разброс диаметров каналов в пределах сечения МЖС составляет  $\sim 1\%$ . Это свидетельствует о том, что столь значительное увеличение коэффициента вариации происходит в зоне перетяжки пучка ОЖС (луковице).

Анализ луковицы пучка ОЖС по срезам позволил определить зону увеличения коэффициента вариации диаметров каналов, а так же определить, что коэффициент вариации по площади срезов луковицы и по площади среза МЖС неравномерен, т.е. периферийные каналы (2 – 15 ряд) имеют более низкий коэффициент вариации ( $\sim 0,7\%$ ), а центральные каналы имеют более высокое значение коэффициента вариации ( $\sim 1,3\%$ ). Это означает, что на увеличение разброса диаметров каналов оказывает влияние либо исходные физико-химические характеристики ОЖС, либо температурно-скоростной режим изготовления МЖС, либо совокупность технико-технологических факторов.

Ряд проведенных работ позволил определить технологические факторы, влияющие на разброс диаметров каналов в многожильном световоде. Но остаётся непонятным принцип увеличения разброса диаметров каналов в зоне перетяжки пучка ОЖС, а так же причина появления разности в коэффициентах вариации центральной и периферийной частях срезов луковицы и многожильного световода.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОТОКАТОДОВ ДЛЯ  
УЛЬТРАФИОЛЕТОВОЙ ОБЛАСТИ СПЕКТРА

Г.В. Федотова, Г.К. Джерапов, Е.И. Сенцова

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

В последнее время возрос интерес к исследованиям в ультрафиолетовой области спектра. Приборы с электронно-оптическими преобразователями (ЭОП), чувствительными в этом спектральном диапазоне, перспективны для фотографирования и видеосъёмки в криминалистике, астрономических наблюдениях, для обнаружения неисправностей в высоковольтных линиях передач, для исследований в верхних слоях атмосферы. ЭОП для УФ – области спектра можно изготавливать с «солнечно-слепым» теллур-цезиевым фотокатодом, чувствительным в области от 120 до 360 нм и позволяющим работать при естественном дневном освещении. Можно также использовать сурьмяно-щелочные фотокатоды, нанося их на входные окна, пропускающие излучение УФ-диапазона. Но в этом случае возможность работы при дневном освещении может быть обеспечена с помощью специальных оптических фильтров, пропускающих лишь полосу УФ излучения. Целью проведённого исследования являлось сравнение эффективности теллур-цезиевого и многощелочного фотокатодов, нанесённых на входное окно из  $MgF_2$ , в спектральном диапазоне «солнечной слепоты» 220-290 нм.

В ходе работы производилась оптимизация фотокатодов по их толщине, определяемой по потере прозрачности подложки при нанесении теллура или сурьмы. Проведённые измерения спектральных характеристик изготовленных фотокатодов показали, что чувствительность в максимуме спектральной характеристики теллур-цезиевого фотокатода (230-250нм) составила 15-20 мА/Вт, квантовый выход 7,8 % - 9,8 %; многощелочной фотокатод имеет в УФ - области максимум на 290-300нм величиной от 35 до 63 мА/Вт. При наложении на входное окно с многощелочным фотокатодом фильтра УФС-2, пропускающего излучение в диапазоне 260-390нм, спектральная чувствительность в максимуме характеристики снизилась с 63 до 30 мА/Вт, а квантовый выход уменьшился с 21 до 12%. Интегральная величина фототока, приходящегося на 1Вт мощности лучистого потока для лучших образцов, рассчитанная методом графического интегрирования, как площадь под кривыми спектральных характеристик, для теллур-цезиевого фотокатода оказалась на 27 % выше. Проведённые исследования показали, что оба рассмотренных типа фотокатода достаточно эффективны для детектирования УФ-излучения в области «солнечной слепоты», но возможность обходиться без дополнительных фильтров делает использование теллур-цезиевого фотокатода более практичным.

О ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СВОЙСТВАХ  
ФОТОГРАФИЧЕСКИХ ЖЕЛАТИНИ.К. Азизов, Б.А. Белимготов, З.И. Карданова, А.Х. Лиев, А.Х. Ципинова

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

В фотографических эмульсиях желатина выполняет несколько функций [1, 2] важнейшей из которых является формирование фотографической чувствительности путём образования электроноакцепторных примесных центров на поверхности нано- и микрокристаллов  $\text{AgNaI}$ . Эти центры возникают при взаимодействии  $\text{AgNaI}$  с соединениями лабильной двухвалентной серы, присутствующими в желатине, во время так называемого химического созревания, т.е. длительного прогрева системы  $\text{AgNaI}$ +желатина. Независимо от конкретного механизма этого взаимодействия (пока остающегося предметом дискуссий) химическое созревание можно представить как процесс в широком смысле слова восстановительный, связанный с передачей электронов от желатины к  $\text{AgNaI}$ . Скорость и конечный результат созревания существенно зависят от типа желатины, который характеризует в конечном счёту именно ее электроно-донорную способность.

Фотографические желатины по их поведению во время созревания принято разделять [2], во-первых, на мало и высокоактивные и, во-вторых, на медленные, средние и быстрые; первый признак характеризует максимально достижимый уровень чувствительности эмульсии, а второй – скорость достижения этого уровня. Кроме названных типов, существует так называемая инертная желатина не подпадающая под стандарт [3] и по определению вовсе лишённая активных соединений, а практически содержащая ее в количествах, почти не влияющих на формирование чувствительности при созревании.

Ранее нами была обнаружена [4] корреляция длительности и амальности фосфоресценции фотографических желатин от их фотографической активности. Немонотонная кинетика затухания фосфоресценции известна только для кристаллофосфоров, где, как показал Антонов-Романовский [5], ее появление обусловлено участием дополнительной системы мелких уровней в запрещенной зоне, по которым происходит перераспределение электронов после прекращения возбуждения. Как видно на рис. 1 инертная желатина обладает наибольшей длительностью фосфоресценции т.е. в нем имеются множество ловушек для электронов.

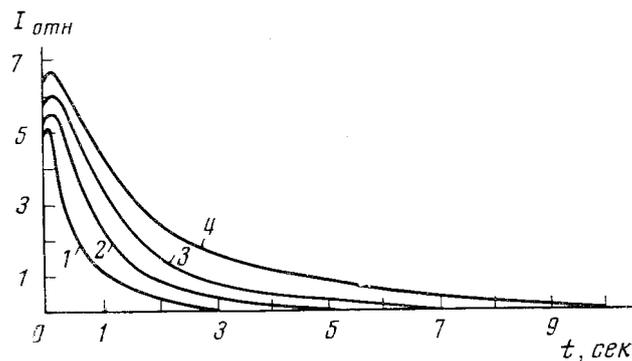


Рис.1. Кинематика фосфоресценции 10 %-ных водных растворов желатин: высокоактивной средней (1), высокоактивной медленной (2), малоактивной медленной (3) и инертной (4) желатины при 77 К

Объясняя эти явления мы предложили такой механизм электронно-дырочных процессов в желатине который позволяет считать, что фотографические желатины обладают полупроводниковыми свойствами, т.е. фотожелатину можно рассматривать как органический полупроводник.

Для выяснения возможных корреляций между фотографической активностью и структурой высушенных, 10 % водных растворов, фотожелатиновых пленок, мы провели исследования их поверхностей с помощью сканирующего зондового микроскопа. Результаты показали, что различной активности фотографические желатины имеют отличную друг от друга структуру поверхности, хотя образцы были приготовлены при абсолютно одинаковых условиях. Так, поверхность инертных желатин имеет чрезвычайно много неровностей – кристаллитов (рис. 2), тогда как поверхности малоактивных желатин содержат на порядок меньше кристаллитов (рис. 3), чем инертные. Поверхность же высокоактивных желатин (рис. 4), содержит на два порядка меньше кристаллитов.

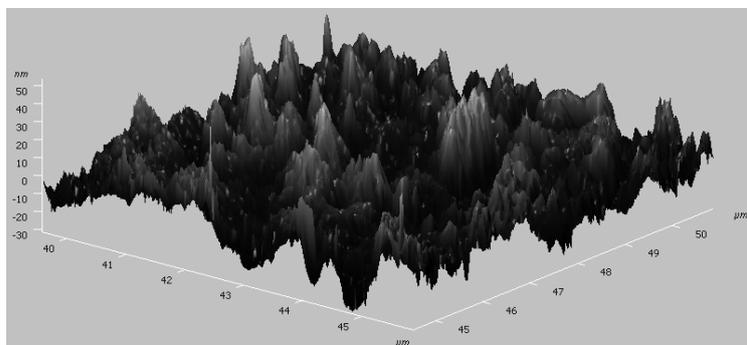


Рис. 2. Поверхность инертной желатины

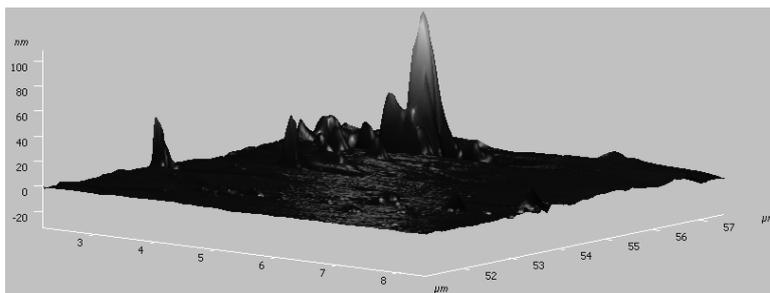


Рис. 3. Поверхность малоактивной желатины

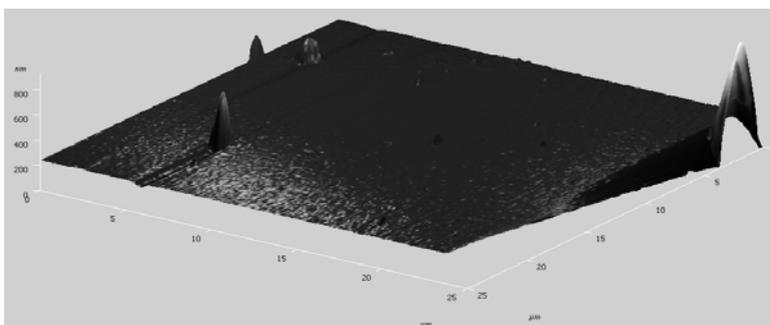


Рис. 4. Поверхность высокоактивной желатины

Исходя из логики рассуждения, при объяснении аномальной фосфоресценции, теми уровнями захвата электронов могут быть кристаллиты на поверхности инертных желатин. У малоактивных меньше длительность и аномальность фосфоресценции, а также гораздо меньше кристаллитов, у фотоактивных желатин практически отсутствуют кристаллиты т.е. отсутствуют уровни захвата для электронов или их очень мало.

Приведенные экспериментальные данные ещё раз подтверждают предположение о том, что фотографические желатины любой активности можно рассматривать как органический полупроводник.

#### Литература

11. К. Миз. Теория фотографического процесса, гл. 3. М., ГТТИ, 1949.
12. А.Л. Картужанский, И.К. Азизов. Журнал прикладной спектроскопии, Т. XIX, выпуск 5. 1973. с. 872-876.
13. И.К. Азизов, В.М.Белоус, А.Л.Картужанский. Журнал научной и прикладной фотографии и кинематографии, Т. 18 вып. 2. 1973. с. 125-127.
14. И.К. Азизов, В.М.Белоус и др. Журнал научной и прикладной фотографии и кинематографии, т. 20.вып. 3. 1975. с. 161-171.
15. В.В. Антонов-Романовский. Кинетика фотолюминесценции кристаллофосфоров. М., Наука, 1967.

УДК 621.383.3

## КЛЮЧЕВЫЕ ФАКТОРЫ СОТОВОЙ СТРУКТУРЫ МКП

Т. Д. Алкацева, Ю. А. Борисова, З. Х. Епхиев, С. К. Кулов,  
Е. Н. Макаров, Д. Г. Самканашвили, А. К. Уртаев, Ю. В. Щапова

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Сотовая структура (СС) – детерминированный принятой технологией структурный, физический и параметрический дефект МКП. Он заключается в обнаружении на электронном и (или) оптическом изображении МКП шестиугольной сетки или ее элементов по границам микроканальных сот (МКС), их прототипов – многожильных сот (МЖС). СС – существенный порок качества МКП, и по условиям применения электронная СС должна отсутствовать при всех условиях применения МКП в составе ЭОП и ПНВ.

Проблема СС – предмет многолетних исследований специалистов ВТЦ «Баспик», результатом которых, во-первых, стал определенный уровень понимания физических и технологических причин, механизмов и факторов СС, во-вторых, повышение порога сетки по входному току до такого уровня, что процент дефектных по СС МКП в последние годы стал близок к нулю.

Основные закономерности, связанные с СС можно обобщить следующим образом:

- при относительно низких порогах СС ( $1-2 \times 10^{-10}$  А и меньше) преобладающий фактор, ограничивающий порог СС – структурная дефектность по границам спекания МЖС;
- при высоких порогах СС (больше  $7-10 \times 10^{-10}$  А), когда фактор структурной дефектности границ малозначим - ведущую роль играет резистивный фактор порога СС;
- в промежуточных случаях действуют оба фактора порога СС.

Важным фактором СС является также неоднородность поверхности пограничных и внутренних (ПК и ВК) каналов МКС, что отчетливо проявляется в изменении порога СС в результате фотоэлектронной обработки МКП.

С учетом выявленных закономерностей проводятся работы по совершенствованию технологии МКП.

Главный вывод заключается в том, что на базе принятого технологического способа, с применением известных рабочих стекол и на основе парадигмы целенаправленного изменения свойств рабочих стекол по ходу техпроцесса, возможно, изготавливать высококачественные МКП без СС во всех режимах применения МКП в современных ЭОП.

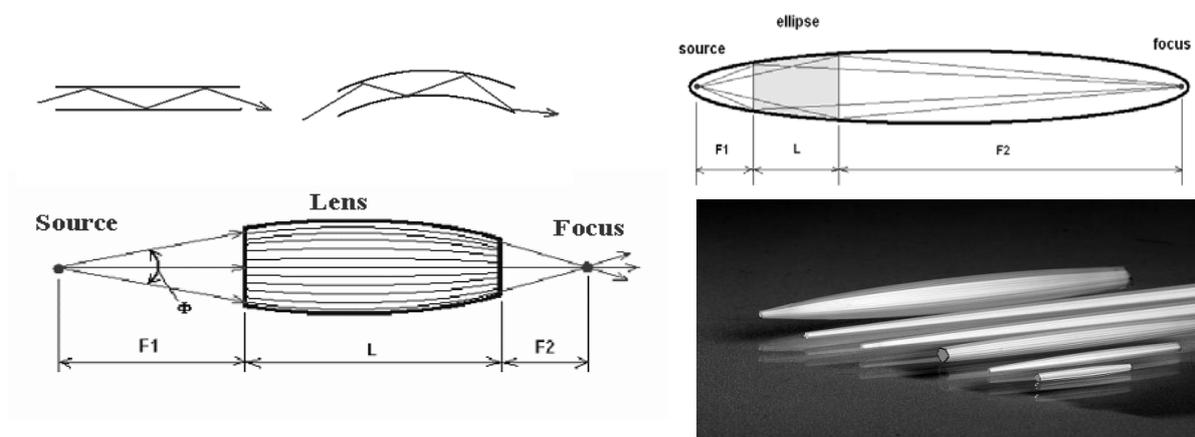
НОВЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ  
РЕНТГЕНОВСКОЙ КАПИЛЛЯРНОЙ ОПТИКИ  
А. А. Бжеумихов<sup>1,2</sup>, Н. Лангхофф<sup>1</sup>, З. Ч. Маргушев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>IFG-Institut for scientific instruments GmbH, Berlin

<sup>2</sup>Институт информатики и проблем регионального управления КБНЦ РАН

### Введение

Рентгеновская капиллярная оптика (РКО) является относительно новым направлением рентгеновской оптики, однако уже нашла свое место в ряду таких классических способов, такие как кристаллооптика, френелевские зонные пластинки и т.д. Известно, что управлять рентгеновскими лучами намного труднее, чем светом в видимом диапазоне длин волн. Капиллярная оптика основана на эффекте полного внешнего отражения. Эта оптика делится на две группы: монокапиллярные и поликапиллярные системы. В монокапиллярах используется одиночное отражение от поверхности капилляра эллипсоидальной или параболической формы. В поликапиллярах используется многократное отражение для транспортирования излучения аналогично волоконной оптике видимого диапазона.

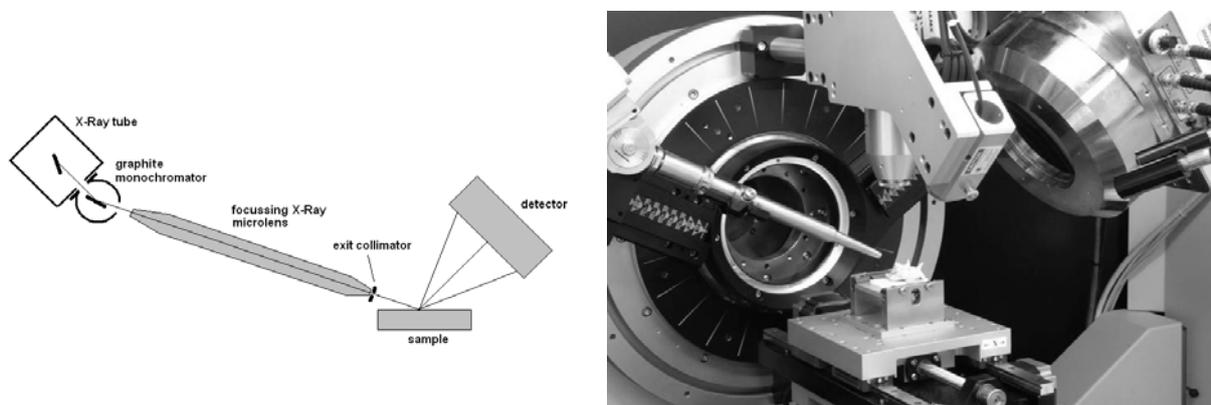


Поликапиллярная линза является монокристаллической системой из огромного количества, иногда достигающих до нескольких миллионов, определенным образом изогнутых капилляров. Каждый капилляр захватывает излучение, исходящее от источника и направляет в определенную точку, например в фокус. Таким образом, относительно большое количество энергии от источника будет сконцентрировано в пятно малого размера. Эта оптика является очень эффективной и уже нашла широкое применение в рентгеновской аналитике.

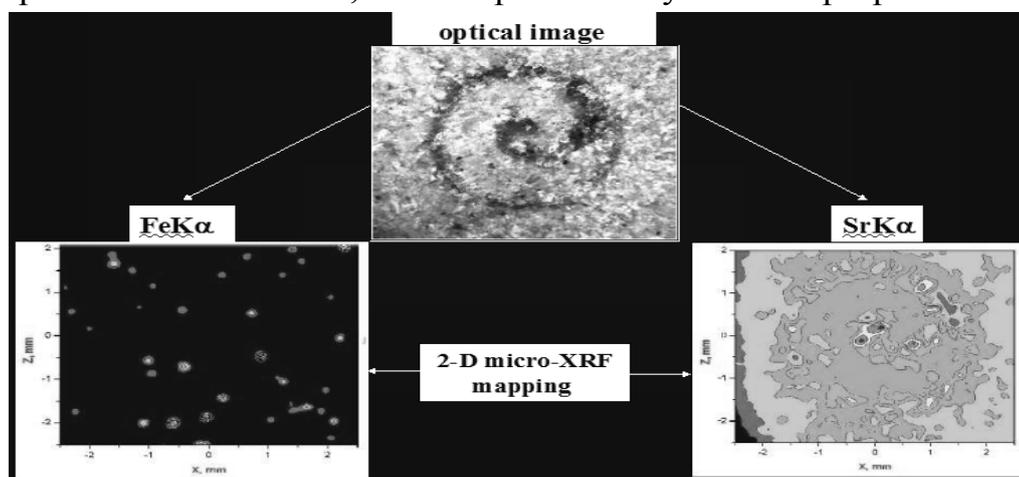
## Применения рентгеновской капиллярной оптики

РКО успешно используется в рентгенофлуоресцентном (РФА) анализе и в рентгеновской дифрактометрии (РД). РФА служит для определения элементного состава материалов, РД для определения кристаллической структуры. В частности, реализованы методы для локального анализа с пространственным разрешением вдоль поверхности и по глубине исследуемого объекта. РКО позволяет проводить анализ быстрее и точнее, иногда до десятков и сотни раз, чем без этой такой оптики. Такие оптические элементы, в разработках которых участвовали наши специалисты, входят в комплект приборов производимых практически всеми большими компаниями всего мира.

В качестве примера можно привести следующие предприятия: дифрактометры Bruker-AXS, PanAnalytical, GE, Rigaku и т.д.



Микро-РФА приборы от Bruker-AXS, Helmut Fisher и т.д. Особым примером является ArtTax, предназначенный для анализа предметов старины и искусства и который теперь стоит практически во всех музеях мира, в частности в Эрмитаже. Этот прибор производит фирма Bruker-AXS MA, но мы принимали участие в разработке.



РФА приборы для контроля технологического процесса, в частности, в производстве элементов солнечных батарей (Solyndra USA, Centrotherm, Sulfurcell и т.д.). Этот тип прибора производится IfG GmbH и под названием «ЭЛЬБРУС».

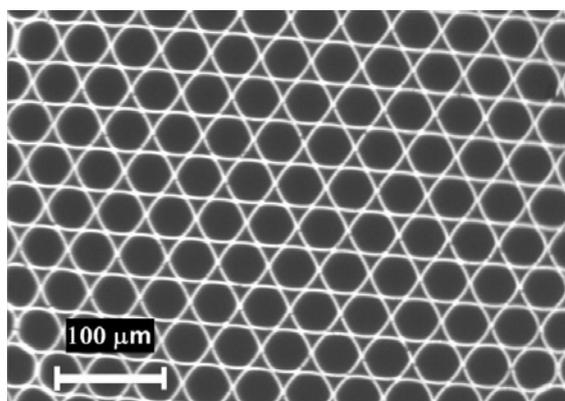
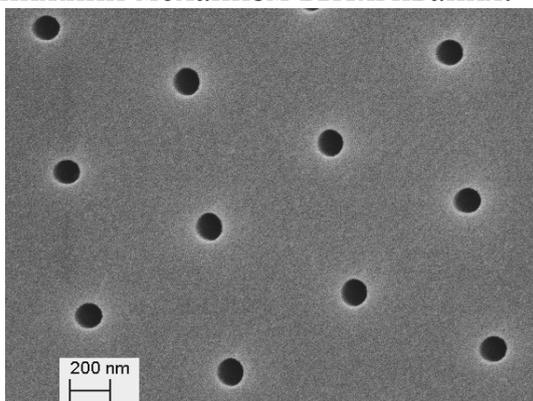
РКО используется во многих исследовательских лабораториях, где требуется фокусировка излучения в пятно малого размера. Это могут быть такие лабораторные источники, как рентгеновские трубки, лазерно-плазменные фемтосекундные импульсные источники, синхротронное излучение и т.д.

Сейчас проводятся дальнейшие исследования по применению РКО в медицине, в частности для рентгеновской терапии. Фокусировка позволяет облучать опухоль локально с максимумом разрушающей эффективности и с минимумом повреждения прилегающих здоровых тканей. Данная оптика пригодна так же для управления пучками нейтронов.

### Основные принципы технологии структурированного стекла

В качестве материала для РКО оптики используется стекло. Стекло является удивительным материалом и имеет ряд особых свойств, делающих его идеальным для данного применения. Фазовый переход от твердой к жидкой фазе имеет область, в которой стекло находится в размягченном виде. В этом состоянии стекло легко поддается обработке: его можно растягивать, раздувать и т.д. При застывании стекло приобретает очень гладкую поверхность, что очень важно для эффективного отражения рентгена посредством полного внешнего отражения.

Для изготовления элементов РКО используется метод вытягивания или перетягивания стекла. Для этого разработаны специальные машины. Машина состоит из трех основных узлов: верхний механизм подачи, печь и нижний механизм вытягивания.



Входным материалом является стеклянная трубка. В результате разницы в скорости движения верхнего и нижнего приводов трубку можно перетянуть в тонкий капилляр. Фактор перетяжки регулируется соотношением скоростей. Из полученного таким образом капилляра можно, используя тот же принцип перетяжки, изготовить фокусирующий монокапилляр,

например, эллиптической формы. Или же из одиночных капилляров смонтировать пучок, который еще раз будет перетянут. В результате получаем монолитную поликапиллярную структуру. Многократное повторение этого процесса позволяет изготовить поликапиллярные структуры с капиллярами очень маленьких размеров, до микронов и меньше. Из полученной структуры изготавливается фокусирующая поликапиллярная линза.

### **Возможные направления развития технологии структурированного стекла**

Данная технология получила широкое развитие в направлении РКО. Нами проводятся исследования возможных направлений применения технологии структурированного стекла. С нашей точки зрения, структурированные стекла найдут применение в следующих областях:

#### **1. Биология:**

В качестве наночистот, структуры могут иметь капилляры с размерами меньше, чем определенные биологические элементы (бактерии, вирусы и т.д.).

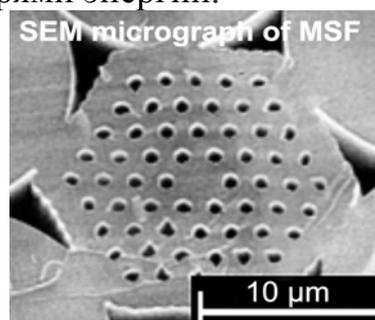
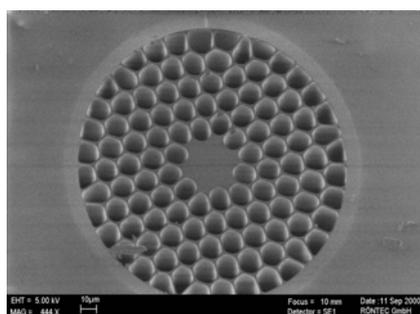
В производстве биочипов. Структура перетянутая с определенным фактором, у которой на входе капилляры имеют больший размер чем на выходе, может быть использована для нанесения на подложку матрицы акцепторов с высокой степенью интеграции.

#### **2. Оптика видимого диапазона:**

Так называемые фотонные волоконные кристаллы. В последнее время с их помощью обнаружены новые физические эффекты, например, суперконтинуум и т.д.

Разработка фильтров с заданным диапазоном пропускания.

Разработка волокна с минимальными потерями энергии.



#### **3. Химия:**

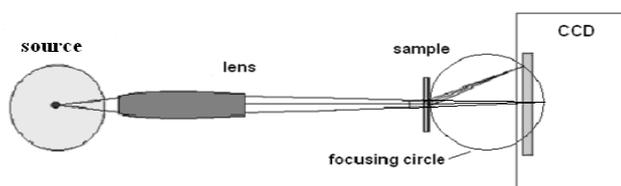
поликапиллярные колонки для хроматографии;  
микрореакторы.

Очевидно, что развитие технологии микро и наноструктурированного стекла в указанных областях требует дальнейших исследований, которые могли бы привести к новым разработкам.

И в заключении, сформулируем основные научные результаты, полученные совместно с IFG-ISI GmbH, Berlin и ИИПРУ КБНЦ РАН:

Разработан монохроматизирующий концентратор рентгеновского излучения. Позволяет фокусировать монохроматическое рентгеновское излучения в пятно малого размера. Важен для измерения химического состава материалов с пространственным разрешением и высокой чувствительностью по содержанию.

Разработан поликапиллярный конический коллиматор, который позволяет регистрировать вторичное рентгеновское излучения от выделенного участка исследуемого образца. Этот элемент получил в международной литературе название „Poly-CCC“ и на его основе разработан новый метод рентгенофлуоресцентного анализа с разрешением в трехмерном пространстве.

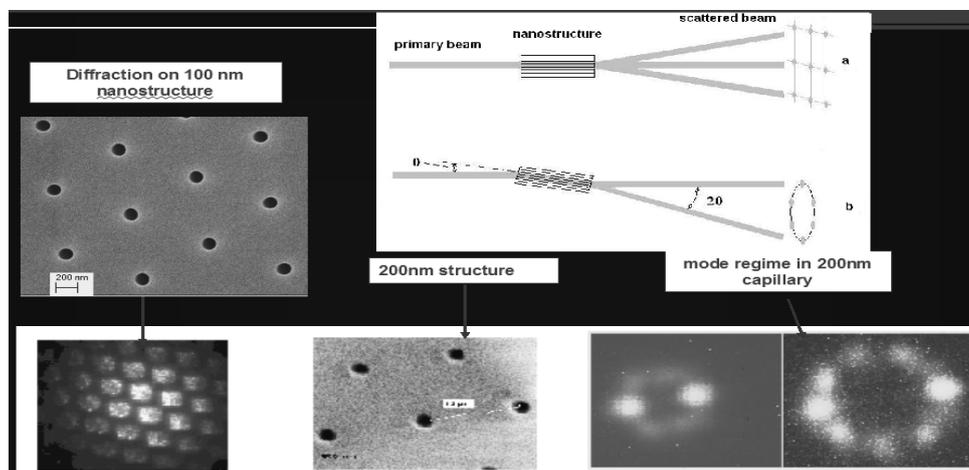


Реализован метод энерго-дисперсионной дифрактометрии с высоким пространственным разрешением. Этот метод позволяет получать карту ориентации кристаллитов в массивных поликристаллических материалах.

Реализована дифрактометрия в режиме реального времени. С помощью этого метода стало возможным наблюдение изменений в структуре материалов в телевизионном стандарте с частотой 50Гц.

Разработан метод микрорентгенофлуоресцентного анализа с разрешением по глубине образца.

Обнаружены волновые эффекты при прохождении рентгеновского излучения через капилляры с размерами меньше микрона (нанокapилляры).



УДК 539.21

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТРОВКОВЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ДИСЕЛЕНИДА СУРЬМЫ

Д.С. Гаев, А.Г. Столяров, Р.К. Кучмезов, А.А. Калмыков

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Халькогениды сурьмы характеризуются целым комплексом свойств имеющих прикладной характер в функциональной электронике. В частности, в последнее время наметились перспективы практического использования наноразмерных структур на основе селенида сурьмы в ИК-технике, термо- и солнечной энергетике.

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей формирования наноразмерных островковых структур на основе диселенида сурьмы методом инконгруэнтного испарения, физико-химические основы которого подробно изложены в работах [1–3].

Исходными структурами являлись окисленные кремниевые подложки, на поверхность которых методом взрывного испарения осаждалась пленка толщиной 0,2 мкм и состава  $Sb_{1-x}Se_x$ . Инконгруэнтное испарение пленок проводили в кнудсеновской ячейке при температурах 540, 550 и 565 °С в диффузионном режиме Стефана. Расчетное давление насыщенного пара сплава  $Sb_{0,25}Se_{0,75}$  при температуре испарения составляло порядка 0,18 Па при внешнем давлении аргона в камере 100 кПа.

На рис.1. приведены снимки поверхностей островковых пленок полученных при различных температурах испарения на световом микроскопе Latimet-20 при увеличении  $\times 500$ . Как видно из снимков поверхность подложек покрыта островковыми образованиями. По данным рентгенофазового анализа полученных структур проведенного на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 ( $K\alpha$  (Cu) с длиной волны  $\lambda=1,54051 \text{ \AA}$ ) точечные образования на поверхности идентифицированы, как кристаллические образования на основе соединения  $Sb_2Se_3$ .

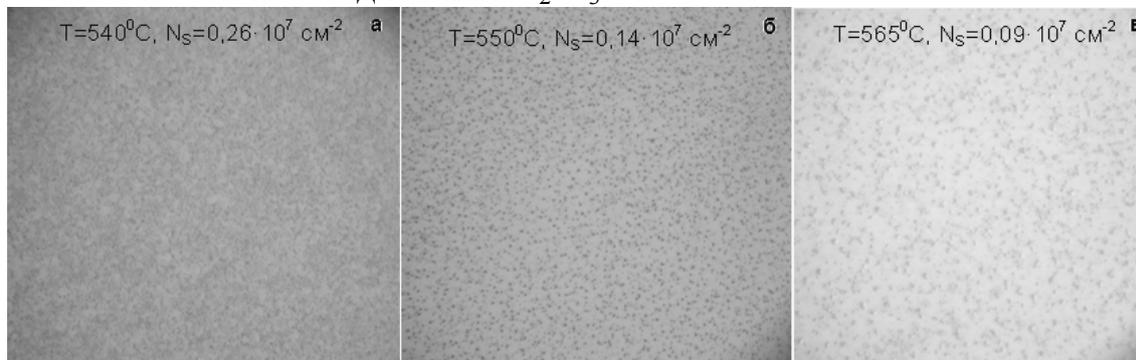


Рис. 1. Поверхности островковых пленок на основе  $Sb_2Se_3$ , полученных при различных температурах ( $N_s$ -поверхностная плотность островков)

Сравнительный анализ структур полученных при различных температурах показывает, что уменьшение температуры инконгруэнтного испарения приводит к увеличению поверхностной плотности островковой фазы. Аналогично меняется плотность островков с увеличением скорости испарения. В известной мере [2], это объясняется тем, что уменьшение температуры процесса приводит к увеличению плотности зародышей островковой фазы, за счет понижения работы образования критического зародыша с одной стороны, а с другой, увеличение скорости испарения приводит к увеличению концентрационного насыщения, что в свою очередь, также ведет к увеличению плотности зародышей островковой фазы.

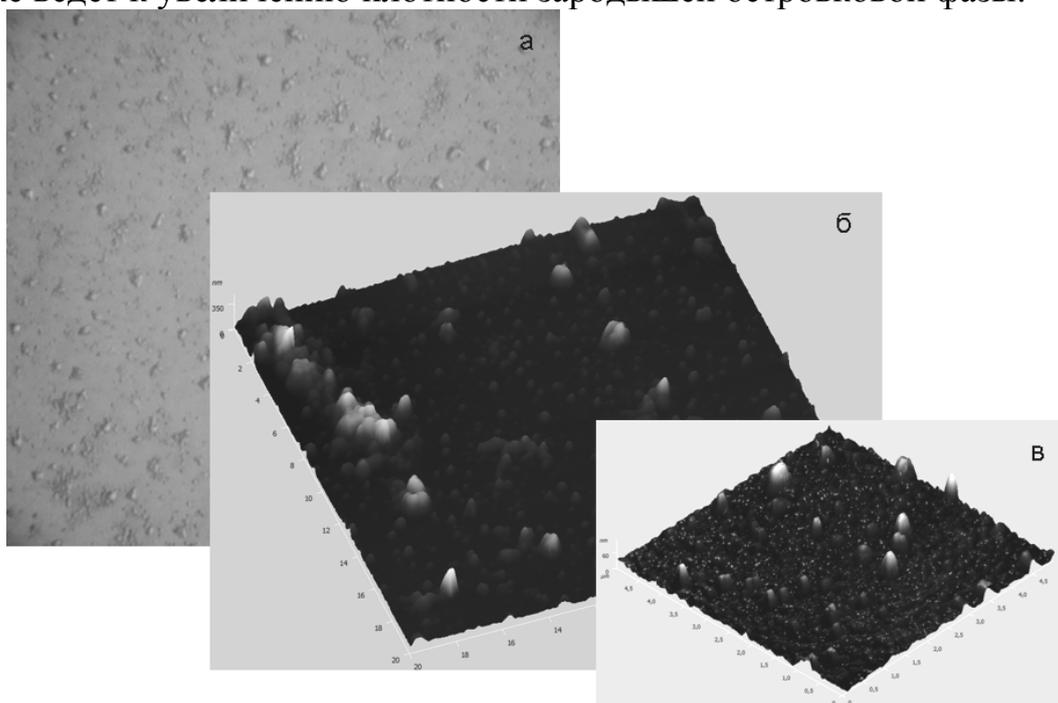


Рис. 2. Фотоснимок (а,  $\times 500$ ) и АСМ изображения фрагмента (б –  $20 \times 20$  мкм, в –  $4,5 \times 4,5$  мкм) поверхности пленки  $Sb_{0,25}Se_{0,75}$  толщиной  $0,4$  мкм, подвергнутой инконгруэнтному испарению при температуре  $565$  °С в течении  $190$  с

Изучение морфологии поверхности на атомно-силовом микроскопе Solver позволило выявить ряд особенностей в распределении зародышевых образований. На рис. 2 приведены типичные для экспериментальных образцов АСМ-изображения фрагмента поверхности. Анализ полученных АСМ изображений показывает, что распределение островков по размерам носит двумодальный характер. Причем плотность островков второй моды, характеризующихся наноразмерами  $15$ – $20$  нм (см. рис. 2в) в среднем на три порядка выше плотности островков первой моды с характеристическими размерами  $100$ – $200$  нм.

1. Гаев Д.С., Павлова Л.М., Кузнецов Г.Д., Столяров А.Г. Особенности получения островковых структур инконгруэнтным испарением. Изв. Вузов Материалы электронной техники. 2006, №4, с.47-51.
2. Сирота Н. Н. Условия образования пленок метастабильных фаз. // Материалы электронной техники, 2001, №4, с. 9-18.
3. Александров Л. Н. Переходные области эпитаксиальных полупроводниковых пленок. – Новосибирск: СО изд. “Наука”, 1986, 272с.

## К ИЗУЧЕНИЮ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МИКРОКАНАЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

А. Л. Горбушин<sup>1</sup>, О. А. Молоканов<sup>1</sup>, О. О. Молоканова<sup>1</sup>, И. С. Ташлыков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

<sup>2</sup>Белорусский государственный политехнический университет, Минск

Каналы МКП располагаются в узлах гексагональной сетки, имеющей ось симметрии 6-го порядка. Начиная со стадии вытяжки ОЖС в каждом канале формируются зоны механических напряжений. В дальнейшем эти зоны являются концентраторами неоднородностей оптического показателя преломления и вторичноэмиссионных свойств. Поскольку обе эти характеристики имеют общую причину, распределение их неоднородностей должны коррелировать друг с другом.

Для исследования распределения показателя преломления, а следовательно, и механических напряжений по окружности канала предложен двухрежимный лазерный интерферометр на просвет и отражение (рис.).

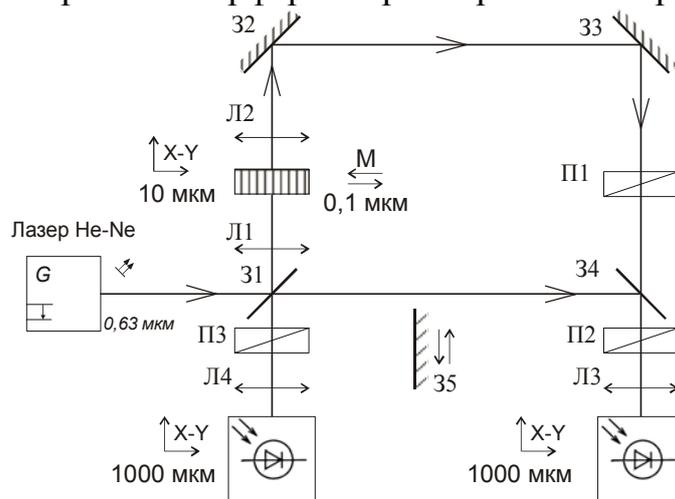


Рис. Оптическая схема двухрежимного лазерного интерферометра на просвет и отражение для изучения поля напряжений

Источником излучения в интерферометре является лазер с достаточно большой длиной когерентности, например, гелий-неоновый. Зеркала 31 и 34 являются полупрозрачными, а 32, 33 и 35 – глухими. Подвижное зеркало 35 переключает режимы «отражение» (35 введено в пучок, работает левый по схеме приемный канал) и «просвет» (35 выведено из пучка, работает правый по схеме приемный канал). Схема содержит также поляризаторы П1÷П3 и коллимирующие линзы Л1÷Л4. Образец устанавливается на пьезомодуляторе М, который, в свою очередь, установлен на двухкоординатном позиционере с ходом по каждой координате не менее шага структуры МКП.

О ПРОЦЕССАХ ДЕСОРБЦИИ МОЛЕКУЛ В КАНАЛАХ  
МКП В СВЯЗИ С ПРОБЛЕМОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ  
КАТОДОВ ФОТОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВ

В.Н. Гринюк, В.А. Созаев

Северо-Кавказский горно-металлургический институт, Владикавказ

Во многих фотоэлектронных устройствах ФЭУ в качестве усилителя электронных носителей часто используется микроканальная пластина (МКП). Роль ее существенна не только в связи с функцией усиления, но и в значительной защите катодов ФЭУ от разрушения положительными ионами и в устранении обратной оптической связи со светящимся экраном [1–2].

Нами на основе используемой классической модели десорбции молекул в каналах МКП оценены оптимальные режимы техпроцессов изготовления ФЭУ.

Решение классической задачи вначале проведем в предположении полной изоляции газа в объеме, прилегающем к экрану ФЭУ. Это позволяет найти постоянную времени установленной динамического равновесия процессов адсорбции и десорбции [1].

$$t_e = V_e [qS_e (\alpha_2 - \alpha_1)]^{-1}, \quad (1)$$

где  $q$  – скорость адсорбции молекул,

$\alpha_2, \alpha_1$  – некоторые коэффициенты, не зависящие от  $t_e$ ,

$V_e$  – объем пространства вблизи экрана ФЭУ.

С использованием этого уравнения можно найти время  $t_\gamma$ , за которое на катоде ФЭУ возникнет мономолекулярный слой газа, занимающий  $\gamma$  - часть его поверхности, так что

$$t_\gamma = \gamma \tau s_f s_e^{-1} [1 + w^{-1} s_\alpha^{-1} (v_e s_e q \tau^{-1})^{0,5}] , \quad (2)$$

где  $\tau$  – среднее время существования адсорбированной молекулы,

$q$  – скорость адсорбции молекул.

Для практических выводов влияние адсорбции на качество катода ФЭУ надо оценить наблюдаемые коэффициенты  $\tau$  и  $q$  в уравнении (2).

Практически при давлении газа в камере ФЭУ порядка  $10^{-7}$  мм рт. ст. технологический катод выходит из строя за 0,5 часа. При этом его поверхность покрывается на 10 % мономолекулярным слоем газа. В этих условиях количественная оценка дает

$$q = \frac{0,1 N_0}{\tau n \left[ 1 - \exp\left( - \frac{t_0}{\tau} \right) \right]} \quad (3)$$

где  $N_0, t_0$  – некоторые параметры процесса десорбции.

При  $\frac{t_0}{\tau} \ll 1$  получим

$$q = \frac{0,1 N_0}{n t_0} \cong 0,14 \text{ мс}^{-1} \quad (4)$$

Оценим величину  $\tau$ . Из теории десорбции следует, что

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{E_q}{RT} \quad (5)$$

где  $E_q$  – энергия десорбции.

При  $E_q < 25$  ккал/моль с прогревом идеально равных поверхностей до  $400^\circ\text{C}$  десорбция достигает 100 %.

С учетом того, что МКП имеет идеально развитую поверхность каналов и что прибор обычно прогревается до  $400\text{--}420^\circ\text{C}$ , примем, что  $E_q \cong 27$  ккал/моль. Подстановка всех численных значений в (2) дает при этих условиях величину  $t_\gamma \cong 4,2$  месяца. Реальное значение  $t_\gamma$  может быть несколько выше, что уточнит ее экспериментальное значение.

Таким образом, для увеличения  $t_\gamma$  и, следовательно, продления жизни катода ФЭУ необходимо либо тщательное вакуумное обезгаживание прибора в режиме техпроцесса, либо изготовление (покрытие) внутренней части конструктивных элементов материалом, обладающим возможно большей энергией десорбции.

#### Литература

1. Исследование и оптимизация конструкции и технологии ФЭП и их элементов. Отчет по НИР, СОГУ, Орджоникидзе, 1988. Авт. Н.Р. Жуков, Н.А. Диденко, В.Н. Гринюк.
2. Берковский А.Г. Итоги науки и техники. Электроника, ВИНТИ, 15, 1983, с. 38-72.

ПРИМЕНЕНИЕ МКП-ДЕТЕКТОРОВ  
ПРОСТРАНСТВЕННО-ОРГАНИЗОВАННЫХ ПОТОКОВ  
ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ И ИЗЛУЧЕНИЙ В ОПТИКО-  
ЭЛЕКТРОННОЙ ИНФОРМАЦИОННОЙ АППАРАТУРЕ

В.М. Доев, Н.В. Лешневская

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

МКП – компактные стеклянные многоканальные вакуумные преобразователи и вторично-электронные усилители пространственно-организованных потоков заряженных частиц и излучений – находят все более широкое применение в современных информационных технологиях.

Если информация об объекте представлена фотонами видимой и ближними ИК, УФ, то главной целью является усиление изображений, а при непосредственном восприятии и их преобразование и визуализация для пользователя. Это осуществляется в микроканальных электронно-оптических преобразователях (ЭОП), которые широко применяются для передачи и воспроизведения изображений в условиях пониженной освещенности и сложных условиях наблюдений (туман, пыль) и, прежде всего, в технике ночного видения.

Если информация передается коротковолновыми квантами или быстрыми атомными частицами, то для ее приема, преобразования и воспроизведения используются микроканальные ЭОП с предварительным преобразованием с помощью подходящего конвертора излучения в поток электронов, сохраняющий пространственно-распределенную информацию, с последующим усилением изображения МКП, собиранием электронов с выхода МКП на люминесцентном экране, поверхности ПЗС-матрицы, или многосекционном коллекторе того или иного типа. При этом в зависимости от целей возможно или непосредственное наблюдение выходного изображения, либо телепередача электрических сигналов с последующим воспроизведением телевизионного изображения в оконечном устройстве.

Благодаря высокой детектирующей способности входа или с помощью специального входного конвертера МКП может регистрировать входные события различной физической природы, в том числе ультрафиолетовое и рентгеновское излучение, проникающие ядерные излучения. Потоки протонов. Нейтронов и пр. и преобразовывать их в электронные потоки, которые усиливаются в каналах МКП. При этом осуществляется координатная привязка объекта излучения на местности. На этой основе созданы и интенсивно развиваются многочисленные виды позиционно-чувствительных детекторов (ПЧД) и детекторов высокоинтенсивных излучений. Только фирма *Hamamatsu* (Япония) выпускает более 50 типов ПЧД, которые в составе аппаратуры решают специфические и уникальные зада-

чи обнаружения идентификации радиоактивных объектов, управления в атомных технологиях, диагностике объектов по из экзоэлектронной эмиссии, в составе сложных компьютерных систем, в том числе с применением активно-импульсных режимов с лазерной подсветкой, для наблюдения в Космосе, в целях обнаружения различных локальных космических и наземных объектов по их характерному излучению.

Технопарк «Баспик-Гран» освоил и выпускает широкий перечень различных по конструкции и характеристикам ВЭУ, КЭУ, ПЧД, применение которых в различных областях науки и техники непрерывно расширяется. В соответствии с текущими и прогнозируемыми требованиями сферы применения необходимо обеспечить опережающее развитие научных основ конструирования, технологии и применения МКП-детекторов, в том числе новых принципов детектирования, новых материалов, конструкций и технологий, новых принципов обработки информации в аппаратуре с МКП-устройствами. Эта работа проводится в технопарке «Баспик-Гран» совместно с российскими и зарубежными партнерами.

УДК 539.1

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОФИЛЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННОГО ФОСФОРА В КРЕМНИИ  
МЕТОДОМ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНОГО АНАЛИЗА

Ш. А. Калмыков, С. В. Набитов, Б. С. Катханов

Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик

Настоящая работа выполнена с целью выяснения возможности определения профиля распределения примеси по глубине в имплантированном слое полупроводника методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) на установке Спектроскан Макс GV.

Глубина проникновения возбуждающего рентгеновского луча с длиной волны  $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$ , которым обладает установка для РФА Спектроскан Макс GV, в кремнии составляет несколько десятых долей миллиметра [1]. Толщина же имплантированного ионами фосфора с энергией 40 кэВ слоя кремния составляет примерно 100 нм [2]. Таким образом, толщина имплантированного слоя Si, подлежащего анализу, на много меньше, чем глубина проникновения возбуждающего рентгеновского луча, и, следовательно, глубина с которого могут выходить флуоресцентное излучение. Следовательно, интенсивность флуоресцентного излучения фосфора при каждом измерении формируется почти всеми атомами, содержащимися в имплантированном слое Si. Очевидно, что интенсивность флуоресцентного излучения при последовательном удалении тонких слоев Si будет уменьшаться и график зависимости интенсивности флуоресцентного излучения от толщины удаленного слоя Si  $I=I(x)$  позволит определить полную толщину имплантированного слоя Si.

Распределения интенсивности флуоресцентного излучения примеси по глубине можно определить как зависимость интенсивности флуоресцентного излучения, приходящегося на каждый удаленный слой Si ( $I_n - I_{n1} = \Delta I_n$ , где  $n=0, 1, 2, 3, \dots$ ), от координаты этого слоя ( $x=(x_n - x_{n-1})/2$ ). Полученный таким образом график  $\Delta I_n = f(x)$  можно преобразовать в профиль концентрации данной примеси с помощью измерения интенсивности флуоресцентного излучения эталонного образца.

Исследованию подвергался монокристаллический кремний КДБ-10, облученный при комнатной температуре ионами фосфора с энергией 40 кэВ и дозой  $1 \times 10^{15}$  ион/см<sup>2</sup> примерно 24 года назад.

Удаления тонких слоев Si осуществлялись методом анодного окисления с последующим растворением окисла в плавиковой кислоте после измерения его толщины на эллипсометре ЛЭФ-3М-1. Толщину снятого слоя кремния рассчитывали по формуле  $d_{Si} = 0,41 d_{SiO_2}$  [3].

После стравливания анодного окисла и промывки образца в дистиллированной воде измеряли интенсивность флуоресцентного излучения фосфора от оставшегося имплантированного слоя кремния.

Все эти процедуры повторяли до тех пор, пока не исчезло флуоресцентное излучение фосфора от образца. Это свидетельствовало о том, что ионно-облученный слой полностью удален.

Полученные результаты представлены на рис. 1 и 2.

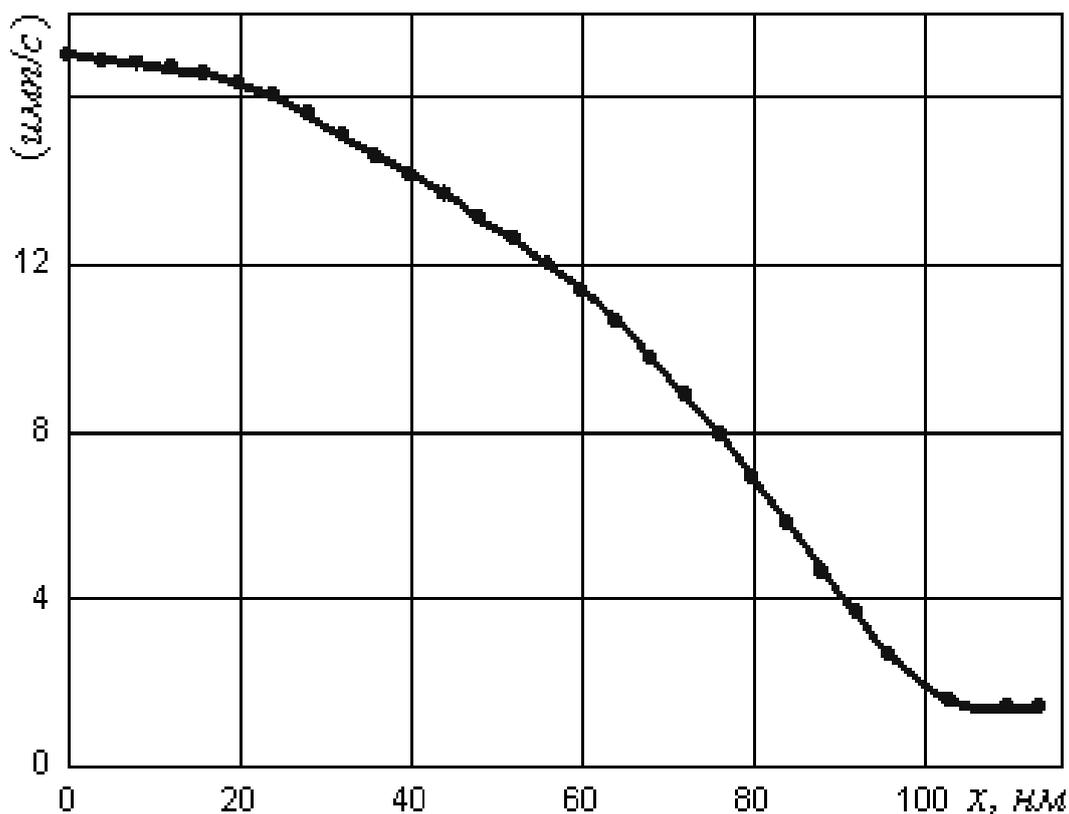


Рис. 1. График зависимости интенсивности флуоресцентного излучения атомов фосфора от толщины снятого слоя кремния

Из графика на рис. 1 следует, что глубина проникновения атомов фосфора составляет примерно 100 нм. Это соответствует теоретической толщине слоя Si, облученного ионами фосфора с энергией 40 кэВ [2].

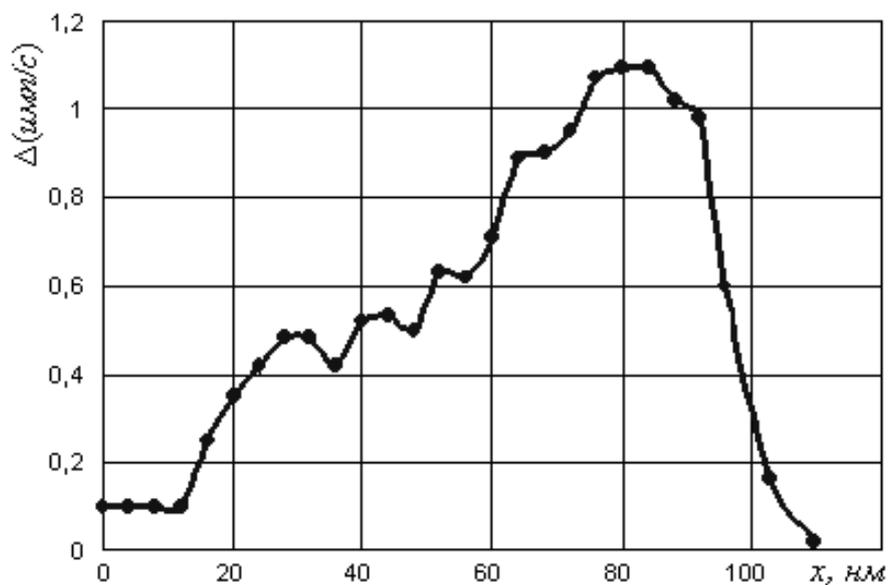


Рис. 2. График зависимости изменений интенсивности флуоресцентного излучения атомов фосфора от толщины снятого слоя кремния

Из рис. 2 видно, что максимум распределения интенсивности флуоресцентного излучения фосфора находится на глубине около 80 нм. Средний проецированный пробег ионов фосфора с энергией 40 кэВ в кремний составляет ~50 нм [5]. Отсюда следует, что максимум распределения фосфора заметно сместился вглубь образца (примерно на 30 нм). Причиной этого сдвига могут быть, во-первых, диффузия атомов фосфора в течение длительного времени хранения. Во-вторых, возможно многократное и длительное облучение образца рентгеновским лучом в процессах проведения РФА стимулировал диффузию атомов фосфора вглубь образца.

Таким образом, длительное хранение и многократное облучение рентгеновскими лучами при РФА, облученного ионами фосфора кремния, приводит к изменению профиля распределения фосфора в имплантированном слое кремния.

#### Литература

1. Программное обеспечение для работы со спектрометром СРЕКТРОСКАН Макс GV. Руководство пользователя. Издательство 3-е переработанное и дополненное. Санкт – Петербург, 1999, с. 52.
2. Дж. Мейер, Л. Эриксон, Дж. Дэвидс. Ионное легирование полупроводников. Издательство Мир, 1973. – 296 с.
3. Двуреченский Д.В., Серяпин В.Г. Анодное окисление кремния. Препринт, ИФП СО АН СССР. Новосибирск, 1977, с. 25.
4. Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей. Л.Ф. Буренков, Ф.Ф. Комаров. М.А. Кумахов, М.М. Темкин. - Минск: БГУ, 1980. – 352 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНОГО  
ХРАНЕНИЯ НА ПРОФИЛЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ  
ДЕФЕКТОВ В ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННОМ СЛОЕ  
КРЕМНИЯ ЭЛЛИПСОМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Ш. А. Калмыков, А. А. Нахушев, А. А. Хатшуков

Кабардино-Балкарский Государственный университет, г. Нальчик

Настоящая работа выполнена с целью выяснения влияние длительного хранения на профиль распределения дефектов по глубине в имплантированном слое полупроводника эллипсометрическим методом.

Оптические постоянные в ионно-внедренном слое практически точно повторяют распределение радиационных дефектов в слое, которое имеет сложный характер [1]. В связи с этим задача определения профиля распределения радиационных дефектов эллипсометрическим способом заключается в определении по измеренным эллипсометрическим параметрам  $\Delta$  и  $\Psi$  при послойном удалении тонких слоев известной толщины с облученной поверхности образца зависимостей оптических постоянных  $n$  и  $k$  от глубины в ионно-внедренном слое полупроводника.

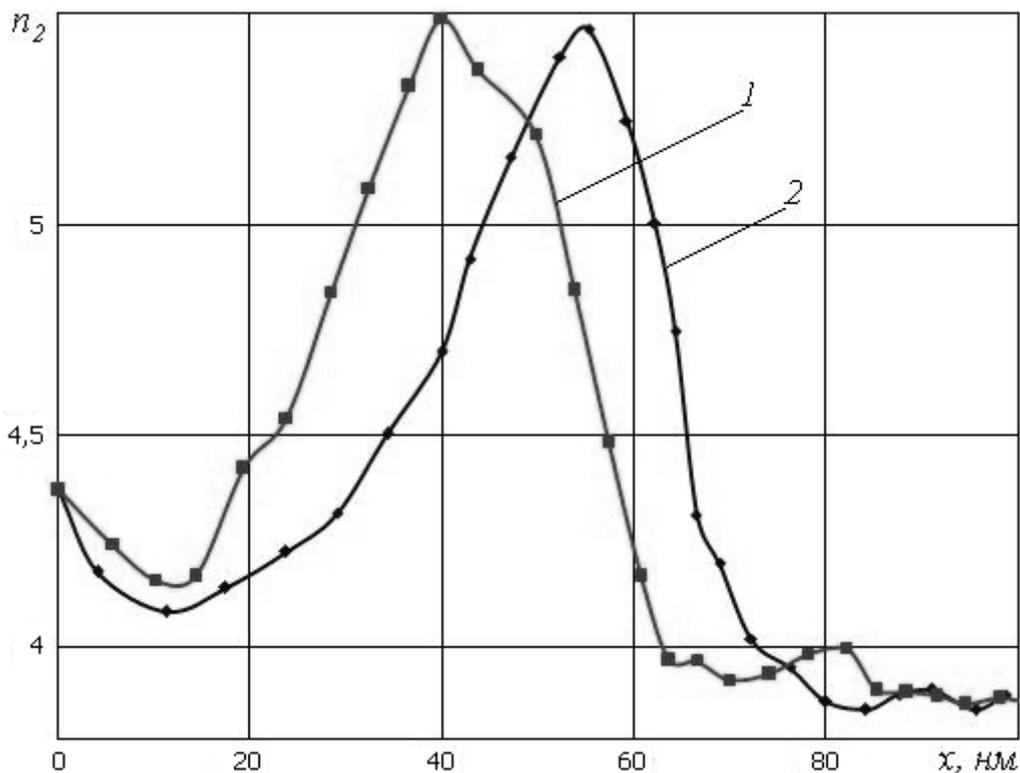


Рис 1. Зависимость показателя преломления  $n_2$  от толщины  $x$  снятого слоя кремния: 1 – до хранения; 2 – после хранения

Исследованию подвергался монокристаллический кремний КДБ-10, облученный при комнатной температуре ионами фосфора с энергией 40 кэВ и дозой  $1 \times 10^{15}$  ион/см<sup>2</sup>, которая хранилась после облучения около 24 лет.

Удаления тонких слоев Si осуществлялись методом анодного окисления с последующим растворением окисла в плавиковой кислоте после измерения поляризационных углов  $\Delta$  и  $\Psi$  на эллипсометре ЛЭФ-3М-1. Толщину анодного окисла, и оптические постоянные подложки  $n_2$  и  $k_2$  рассчитывали с помощью программы ОПТИМ [2] для каждого цикла эксперимента. Толщину снятого слоя кремния  $d_{Si}$  в каждом цикле определяли из толщины выращенного анодного окисла  $d_{SiO_2}$  по формуле  $d_{Si} = 0.41d_{SiO_2}$  [3].

Этот процесс повторяли до тех пор, пока параметры  $\Delta$  и  $\Psi$  свежетравленной поверхности образца не принимали постоянные значения, близкие к характерным для монокристаллического кремния. Это свидетельствовало о том, что ионно-облученный слой полностью удален.

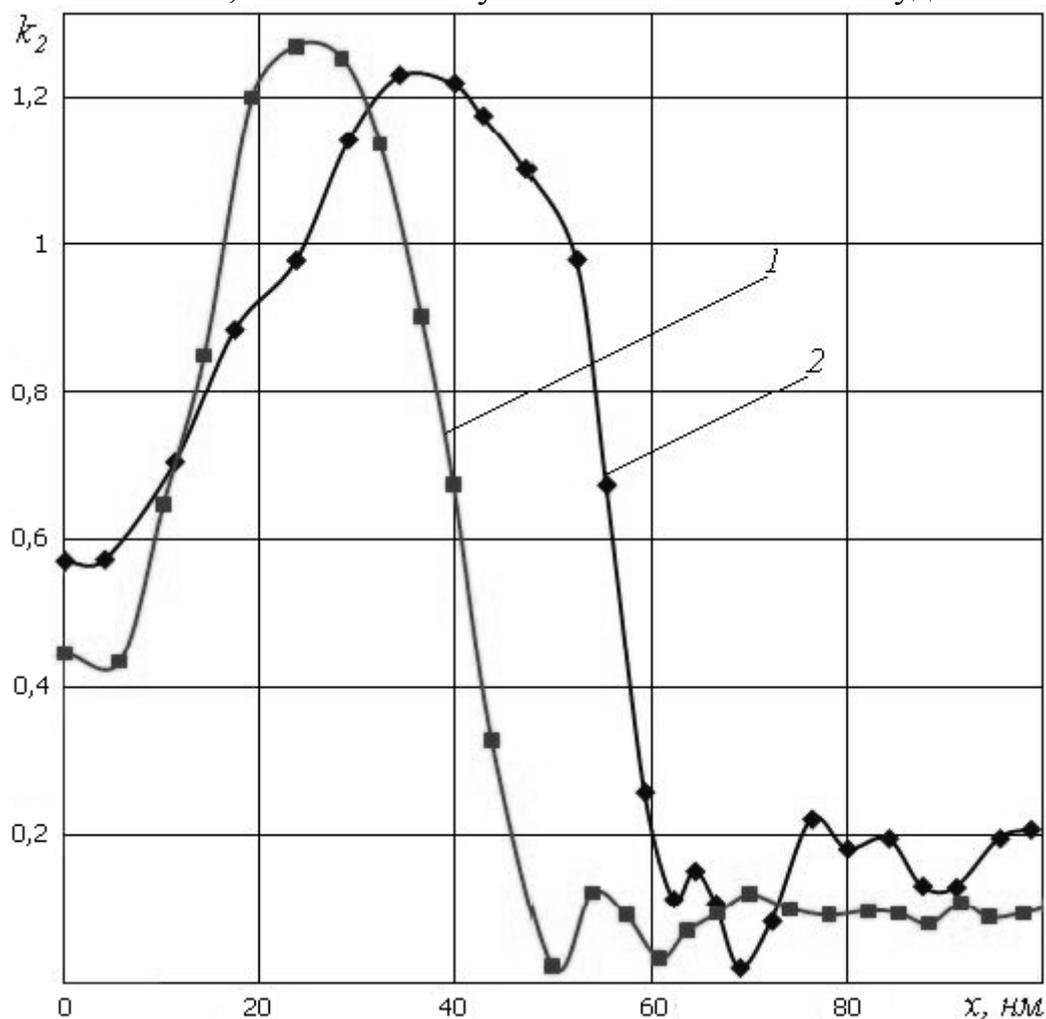


Рис. 2. Зависимость показателя поглощения  $k_2$  от толщины  $x$  снятого слоя кремния: 1 – до хранения; 2 – после хранения

Здесь следует отметить, что вычисляемые значения  $n_2$  и  $k_2$  с помощью программы ОРТИМ в каждом цикле эксперимента представляют собой эффективные значения этих величин для имплантированного слоя и матрицы, являющего подложкой для выращенного окисла. Тем не менее, зависимости  $n_2 = n_2(x)$  и  $k_2 = k_2(x)$ , определяемые выше указанным методом, в целом характеризуют распределение оптических постоянных, а, значит, и дефектов в ионно-имплантированном слое кремния [4].

Построенные нами зависимости  $n_2 = n_2(x)$  и  $k_2 = k_2(x)$  и такие же зависимости, но, для свежеоблученных образцов из той же пластины, полученные по тому же методу [4], представлены на рис. 1 и 2.

Из рисунков видно, что графики для образцов, хранившихся длительное время, значительно сдвинуты к поверхности образца по сравнению с графиками для свежеоблученных. Это может быть результатом релаксации дефектов за длительное время хранения образца в особенности в областях слабого нарушения структуры, т.е. перед полностью аморфизированным слоем и после него до границы с монокристаллическим кремнием.

Таким образом, эллипсометрическим способом обнаружено, что длительное хранение облученного ионами фосфора кремния, приводит к существенному изменению профиля распределения дефектов в имплантированном слое кремния.

#### Литература

1. Яковлев А.С., Кузнецова Г.Н., Еремеева М.А. – Применение эллипсометрии для исследования сверхтонких пленок на ионно-нарушенных поверхностях кремния. // Поверхность, 1984, №7, с. 64–68.
2. Бурыкин И. Г., Воробьева Л.П., Грушин В.В. и др. Алгоритмы и программы для численного решения некоторых задач эллипсометрии. – Новосибирск: Наука, 1980. – 194 с.
3. Двуреченский Д.В., Серяпин В.Г. Анодное окисление кремния. Препринт, ИФП СО АН СССР. Новосибирск, 1977, с. 25.
4. Калмыков Ш.А. Влияние ионного облучения и окисления на поверхностные свойства кремния: Дисс. канд. физ.-мат. наук. – Нальчик, 1986. – 147 с.

ЭЛЕКТРОННАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ  
РЕАКТИВНОГО ИОННОГО ТРАВЛЕНИЯ

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

Государственный Технологический Университет  
«Московский Институт Стали и Сплавов», Москва

Непрерывный прогресс в области миниатюризации электронных приборов требует применения новых технологических процессов. Как показывает зарубежный и отечественный опыт ионно-лучевые методы обработки тонкопленочных материалов электронной техники являются наиболее перспективными в области нанотехнологии. Эти методы могли бы стать более востребованными при наличии методик контроля и управления процессом травления микро и наноразмерных слоистых композиций. Наиболее предпочтительным для этой цели является использование эффектов, сопровождающих ионно-лучевую обработку. К числу таких эффектов относится кинетическая ионно-электронная эмиссия (ККИЭ), возникающая в поверхностных слоях при воздействии энергетичными ионами.

В данной работе исследовалась возможность регистрации и определения ККИЭ для контроля процесса «сухого» травления полупроводниковых соединений на основе галлия в условиях ионно-лучевого травления (ИЛТ, рабочий газ – Ar) и в условиях реактивного ионно-лучевого травления (РИЛТ, рабочая смесь газов Ar+CF<sub>4</sub>) с регистрацией эффективности травления по изменению сигнала тока вторичных электронов.

Ионно-лучевое травление монокристаллических пластин GaAs, GaAs<sub>0,6</sub>P<sub>0,4</sub>, GaAs<sub>0,15</sub>P<sub>0,85</sub>, GaP проводилось на установке вакуумного напыления УВН 71П-3 с ионным источником, обеспечивающим формирование моноэнергетического пучка с энергией ионов до 4 кэВ, плотностью ионного тока до 2 мА/см<sup>2</sup>. Рабочее давление в вакуумной камере ~10<sup>-2</sup> Па. Регистрация тока вторичных электронов проводилась с применением цифровой обработки и записи сигнала PS Score. При анализе временных зависимостей изменения интегрального сигнала ионно-электронной эмиссии в процессе травления было установлено, что в условиях РИЛТ значение тока вторичных электронов во всех случаях ниже, чем в условиях ИЛТ. Значения тока вторичных электронов с поверхности подложек при РИЛТ из GaAs ниже, чем для подложек из GaP, что можно связать с влиянием различного состава приповерхностного слоя, ответственного за эмиссию электронов. В тоже время, следует подчеркнуть, что скорость травления этих материалов практически сравнима и составила около 3 нм/мин.

Полученный результат обсуждается с точки зрения различного состава и энергетики взаимодействия ускоренных электронов с поверхностью материала подложек, что и изменяет, в конечном итоге, коэффициент ионно-электронной эмиссии.

УДК 621.383.3.

## ПРОБЛЕМЫ КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ МКП «БАСПИК»

К. С. Кулов

Владикавказский технологический центр «Баспик», РСО-Алания, Россия

Микроканальные пластины (МКП) – особо-сложные изделия электронной техники, а их технология представляет собой прецизионный процесс. С позиций системного подхода МКП можно представить как совокупность четырех взаимосвязанных систем: технической системы определенного функционального назначения, физико-химической системы специфической структуры, продукта производственно-технологической системы и товара на рынке.

Важнейшим свойством МКП как товара является конкурентоспособность, т.е. определенные преимущества МКП по сравнению с МКП других изготовителей, и вытекающая из нее ликвидность, т.е. реализуемость МКП на рынке. Конкурентоспособность символически может быть выражена как:

$$K_n = \{K, Ц, P, У\},$$

где: **К** – качество товара, **Ц** – цена товара, **Р** – репутация изготовителя товара, **У** – условия, при которых изготовитель действует на рынке (политические, экономические и иные факторы).

Для наукоемкой продукции первостепенное значение имеет качество товара. Согласно терминологии международных стандартов по качеству серии *ISO* качество – это степень соответствия присущих характеристик требованиям. Высшее качество продукта соответствует ситуации, когда поставленные текущие требования потребителя не только полностью удовлетворяются, но также удовлетворяются и ожидаемые (перспективные) требования.

МКП – относится к электронным компонентам, т.е. элементам приборов, аппаратуры, технических систем. Низкое качество или отказ в работе МКП может привести к снижению качества и выходу из строя всей системы, причем экономические потери, очевидно, будут многократно превышать стоимость МКП, а иные (политические, экологические и т.д.) потери не предсказуемы. Отсюда следует, что потребитель готов платить и переплачивать за качество, и в данном случае цена для него играет не самую главную роль. С другой стороны, потребитель будет платить за качество только в том случае, если он будет уверен в надежности потребителя, в его репутации на рынке. Репутация – вторая важнейшая составляющая конкурентоспособности наукоемкого товара.

Из изложенного ясно, что для обеспечения конкурентоспособности МКП «Баспик» они, во-первых, должны обладать качеством в соответствии с требованиями и ожиданиями потребителей, во-вторых, характеристики качества МКП должны быть лучше по сравнению с характеристиками изготовителями МКП-конкурентов. В-третьих, фирма «Баспик» должна быть известна в мире и известна как надежный и серьезный товаропроизводитель, с которым можно находить взаимовыгодные решения.

Следует учитывать также, что МКП – продукция двойного применения, причем основным покупателем МКП являются промышленные фирмы, изготавливающие для государства приборы и аппаратуру двойного применения, руководствуясь весьма жесткими требованиями. Исходя из этого, потребители будут весьма осторожны по отношению к МКП «Баспик», и они будут их многократно проверять, пока не будет завоеван достаточный «кредит доверия». Все указанные факторы определяют конкурентоспособность и ликвидность на рынке такой специфической наукоемкой продукции как МКП.

Изложенное приводит к следующим основным программным задачам обеспечения конкурентоспособности и ликвидности МКП «Баспик» на рынке:

1. Сравнительные исследования и испытания МКП, детальное изучение МКП конкурентов.
2. Проведение целенаправленных работ на повышение уровня ключевых для потребителя параметров МКП.
3. Доведение до сведения потребителей о достоинствах и преимуществах МКП.
4. Установление контактов с потребителями и поставка МКП малыми партиями. Внимательное изучение особенностей потребности клиентов. Обучение клиентов в области МКП и условий их применения.
5. Заключение контрактов и поставка промышленных партий МКП. Установление постоянной информационной связи с потребителем по качеству. Оперативное реагирование на просьбы и пожелания клиента.

Реализация этой программы требует слаженной работы маркетологов, конструкторов, технологов, специалистов по качеству и пр. под руководством маркетинговой службы.

Необходимо отметить, что подобная программа по существу уже действует в ВТЦ «Баспик». Проблема заключается в том, чтобы, во-первых, каждая конкретная задача решалась квалифицировано и своевременно, во-вторых, вся деятельность должна быть нацелена на достижение конечного результата, которым может быть только увеличение объема продаж МКП и освоение новых рынков сбыта.

Если обратиться к характеристикам качества МКП, то может быть принята следующая методология анализа. Во-первых, все множество параметров делится на два подмножества, что символически можно изобразить

зять как  $Q = \{Q_1, Q_2\}$ . К подмножеству  $Q_2$  относятся параметры и характеристики, которые должны быть ни в коем случае не хуже «нормативных» требований. Например, конструкция МКП должна обладать прочностью при принятых для прибора применения (электронно-оптического преобразователя) механических воздействиях, сопротивление и усиление должны быть в пределах принятых норм и т.д. Если хотя бы один из параметров этого семейства не удовлетворяет нормативным требованиям, МКП не удовлетворяет критериям конкурентоспособности. Подмножество параметров и характеристик  $Q_1$  являются ключевыми с точки зрения применения, а их значения характеризуют конкурентные преимущества МКП. Это разрешающая способность, фактор шума, величина газовыделения при работе, температура обезгаживания, устойчивость к электронному облучению, прочность и устойчивость к механическим воздействиям, и другие параметры, характеризующие техническое совершенство МКП, преимущество перед конкурентами.

Если проанализировать с этой точки зрения МКП «Баспик», то можно сделать следующие выводы. Стратегической конкурентоспособностью будут обладать механически прочные мелкоструктурные МКП с каналами 4–5 мкм, разрешением 90–100 пар лин/мм, фактором шума не более 1,5, оптическим отражением входа не более 0,05, предельно низким газоотделением при работе в условиях ЭОП, при котором отсутствует деградация входного фотокатода на основе полупроводниковых систем с отрицательным электронным средством на сроке службы изделия. Подобная МКП без ионно-барьерной пленки («безфильмовая» МКП) решает целый ряд ключевых проблем повышения параметров ЭОП и будет вне конкуренции при весьма высокой цене. Освоение и вывод на рынок этих МКП, очевидно, составляет важнейшую стратегическую задачу ВТЦ «Баспик».

ПРИНЦИПЫ МАРКЕТИНГОВОЙ ПОЛИТИКИ В  
ОБЛАСТИ НАУКОЕМКОЙ МКП-ПРОДУКЦИИ

К. С. Кулов, З. К. Кантемирова, С. К. Кулов

Владикавказский технологический центр «Баспик», РСО-Алания, Россия

В современном рыночном обществе любое хозяйственное предприятие-товаропроизводитель представляет собой открытую систему, смысл жизнедеятельности которой определяется удовлетворением определенных общественных потребностей путем продажи товаров на рынке. Поэтому рыночная деятельность предприятия имеет, в конечном счете, очень большое значение. Осознание этого привело к развитию, начиная с конца XIX века, маркетинга (*marketing* – рынковедение): научного и практического направления, связанного с решением рыночных задач товаропроизводителей.

В своем развитии маркетинг как концепция прошел стадии:

1. Производственная концепция, в соответствии с лозунгом «производи сколько можешь». Рыночный спрос был безграничным, главная задача – удовлетворение устойчивого спроса, главная проблема – снижение издержек производства и удешевление массовой продукции.

2. Продуктовая концепция, основанная на качестве товара, его привлекательности для покупателя. В соответствии с этим качество и сложность вещей все возрастали, как и привлекательность. Однако серийность продукции падала, а цены росли.

3. Концепция продвижения товара, согласно которой в условиях конкуренции необходимо предпринимать специальные действия по рекламе и привлечению клиентов.

4. Концепция современного маркетинга, суть которой состоит в изучении текущих и перспективных потребностей потребителей и более эффективном, чем конкуренты, их удовлетворения

Основная проблема товаропроизводителя – обеспечить устойчивую конкурентоспособность и ликвидность своего товара.

Конкурентоспособность – сложное комплексное понятие, включающее такие факторы, как качество товара, цена товара, имидж товаропроизводителя, условия продажи и послепродажного обслуживания.

Сегодня, в первой четверти XXI века человечество строит постиндустриальную экономику, основанную на микро-нанoeлектронике и информационных технологиях, переходит к новому экономическому укладу. Темпы научно-технического прогресса заметно увеличиваются. Новшества становятся образом жизни. Научные знания и овладевшие ими люди стали важнейшей производительной силой экономики. Технологии, основанные на новейших научных достижениях называют «высокими» технологиями («хай тек»), а соответствующие продукции называют высокотехнологич-

ными продуктами. Инновационная деятельность по реализации научных идей, разработке, созданию, производству и продвижению инноваций становится преобладающей для передовых фирм Запада.

Маркетинг высокотехнологичной продукции как товара имеет ряд принципиальных особенностей. Во-первых, цена товара не является перво-степенным фактором для покупателя. Таким фактором является технический уровень и качество продукции, ее способность более эффективно удовлетворять потребности и ожидания потребителя. Клиент готов платить за качество, но при определенных условиях. Важным условием является стабильность качества. Клиент должен быть уверен, что качество товара не обманет его ожидания, и эту уверенность должен для клиента создавать товаропроизводитель с помощью маркетинговой политики и системы менеджмента качества. Клиент большое внимание уделяет репутации, солидности, имиджу поставщика, его лояльности, умению держать слово, улаживать возникающие проблемы, откликаться на требования клиента. Клиент настроен на долговременные отношения с хорошо известным ему поставщиком, на построении взаимовыгодных контрактных отношений. Он надеется также, что поставщик будет активно совершенствовать и развивать потребительские качества товара в соответствии с меняющейся обстановкой. Конкуренентоспособности и ликвидности могут существенно способствовать или мешать сложившийся в глазах клиентов имидж региона, страны происхождения товара, политика правительства, социально-политические и экономические факторы.

Исходя из этого, необходимым фактором конкурентоспособности товара является его качество, которое необходимо непрерывно совершенствовать. Перефразируя знаменитого «гуру» маркетинга Филиппа Котлера, можно заключить: «Если качества нет, то и товара нет. А если товара нет, то ничего нет». Отсюда исключительная важность эффективного отслеживания и прогнозирования развития товаропроизводителем своих профильных классов изделий: технических параметров, присущих им физических ограничений, текущим и ожидаемым технологическим возможностям и т.д., а также функциональных аналогов, которые обладают потенциальной возможностью вытеснения прогнозируемых изделий с рынка. Решение этой актуальной задачи требует системной организации целевой работы научных, конструкторско-технологических, маркетинговых служб, подразделений научно-технической информации. Не менее важным является доведение до сведения клиентов обо всех важных усовершенствованиях продукции. Поставщик должен не хуже, чем покупатель разбираться в продукции покупателя и связанных с ней проблемах. Этим самым создаются условия не просто пребывания на рынке, но создания новых рынков сбыта, что является принципиальным в эпоху глобализации. Вышеуказанные идеи положены в основу политики в области маркетинга наукоемкой МКП-продукции.

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Дальность действия приборов ночного видения (ПНВ) на электронно-оптических преобразователях (ЭОП) зависит (при нормированных внешних условиях) от пространственного разрешения системы и отношения сигнал/шум на ее выходе.

Анализ показывает, что отношение сигнал/шум на выходе ЭОП определяется (при нормированных условиях на вход – освещенность  $10^{-4}$  лк, диаметр засвечиваемого пятна на фотокатоде 0,2 мм) чувствительностью входного фотокатода и фактором шума МКП. Совершенствование технологии входного полупрозрачного фотокатода на основе арсенид галлия с отрицательным электронным средством (ОЭС-фотокатод) в рамках научно-технических программ *OMNII-4* (США) позволило повысить интегральную чувствительность до 2100 мкА/Лм. Для предохранения деградации фотокатода от бомбардировки ионами из каналов МКП и предотвращения по этой причине сокращения срока службы ЭОП вход МКП закрывают тонкой (5 нм) «ионно-барьерной» пленкой (ИБП) на основе  $\text{SiO}_2$ , непроницаемой для ионов. Прозрачность пленки для электронов с фотокатода зависит от толщины ИБП и энергии электронов. При энергии порядка 500 эВ она составляет 50–70 %. Технология ИБП на входе МКП в ЭОП 111 поколения была внедрена еще фирмой *VARIAN* (США) в середине 80-х гг. XX века, что позволило достичь минимальной наработки порядка 3000 часов. С тех пор все ЭОП III поколения в рамках программы *OMNI*, реализуемой в США в с 1985 г. комплектуются МКП с входной ИБП («фильмовые» МКП).

Однако, с течением времени все более отчетливо представлялись недостатки ИБП, ограничивающие улучшение параметров ЭОП и ПНВ. Это стало ясно после освоения европейскими фирмами *FNHONIS* (Франция) и *DEP* (Нидерланды) технологии ЭОП II+ поколения (XD-4, XR-5) с входным многощелочным фотокатодом и «бесфильмовой» (т.е. без входной ИБП) МКП. Чувствительность многощелочного фотокатода в указанных ЭОП составляет 700–800 мкА/Лм, что в большей степени, чем с более чувствительным ОЭС-фотокатодом, ухудшает отношение сигнал/шум после фотокатода. Однако «бесфильмовая» МКП обладает гораздо меньшим фактором шума (1,4–1,7), чем МКП с ИБП (3–3,5), и за счет этого отношение сигнал/шум на выходе ЭОП II+ получается больше, чем в ЭОП III поколения. Кроме этого, поскольку значительная доля электронов с фотокатода не проходит сквозь пленку и попадает в каналы МКП, эффект большей чувствительности ОЭС-фотокатода существенно уменьшается.

Надо отметить также, при применении «бесфильмовой» МКП эффект «гало» выражен существенно меньше. Наконец, многощелочной фотокатод более устойчив к ионной бомбардировке, что позволяет использовать в ЭОП II+ поколения «бесфильмовую» МКП без снижения долговечности прибора. Рассмотрим эти вопросы подробнее.

Фактор шума ЭОП равен:  $F = (\psi_1/\psi_2)^2$ , где:  $\psi_1$  – отношение сигнал/шум на входе, а  $\psi_2$  – отношение сигнал/шум на выходе. Отсюда отношение сигнал/шум на выходе  $\psi_2 = \psi_1/\sqrt{F}$ .

Отношение сигнал/шум на входе (фотонное изображение на фотокатоде ЭОП), как можно показать [1], равно:

$$\psi_1 = 2,210^8 \cdot (ES\tau)^{1/2},$$

где:  $E$  – входная освещенность (лк),  $S$  – площадь засвеченного на фотокатоде элемента ( $\text{м}^2$ ),  $\tau$  – постоянная интегрирования глаза (с).

Согласно ГОСТ 21815.19-90 «Электронно-оптические преобразователи. Методы измерения отношения сигнал-шум» и согласно MIL-стандарту (США), элемент изображения на фотокатоде берется в виде кружка диаметром 0,2 мм, входная освещенность равна  $10^{-4}$  лк, постоянная интегрирования глаза 0,05 с. Тогда  $S = \pi 10^{-8} \text{ м}^2$ , и  $\psi_1 = 8,810^3 \cdot (E)^{1/2} = 88$ .

Фактор шума ЭОП равен произведению факторов шума фотокатода и МКП (другие элементы можно не учитывать), т.е.  $F = F_{\text{фк}} \cdot F_{\text{МКП}}$ .

Фактор шума фотокатода при облучении его светом стандартного источника типа «А», как можно показать [1], равен:

$$F_{\text{фк}} = 7,68 \cdot 10^3 / \varphi,$$

где  $\varphi$  – интегральная (к источнику типа «А») чувствительность фотокатода (мкА/Лм). Значения фактора шума фотокатода в зависимости от интегральной чувствительности:

$\varphi$ , мкА/Лм	400	500	800	1000	1500	2000
$F_{\text{фк}}$	19,2	15,4	9,6	7,7	5,1	3,8

Фактор шума МКП в первом приближении может быть выражен как:

$$F_{\text{МКП}} = 1/\omega [1 + \delta^2(M)],$$

где:  $\omega$  – прозрачность входа МКП,  $\delta^2(M)$  – относительная дисперсия коэффициента усиления МКП. Типичное значение прозрачности входа  $\omega = 0,6$ . Можно также показать [1], что в первом приближении  $\delta^2(M) \cong 2/\sigma_1$ , где

$\sigma_1$  – коэффициент вторичной электронной эмиссии (КВЭЭ) каналов при первом соударении. Значение его зависит от энергии и угла поступления на стенку канала электрона и ВЭ-свойств поверхности каналов. Приняв типичные значения  $\sigma_1 = 3-4$ , получаем, что  $F_{\text{МКП}} = 2,8-2,5$ .

Оценка отношения сигнал/шум на выходе при освещенности  $10^{-4}$  лк: дает:  $\varphi = 500$  мкА/Лм,  $\psi_2 = 14,2$ ;  $\varphi = 700$  мкА/Лм,  $\psi_2 = 16,8$ ;  $\varphi = 1000$  мкА/Лм,  $\psi_2 = 20$ . На самом деле для новейшего ЭОП 2+ поколения XR-5 при типовой чувствительности фотокатода 800 мкА/Лм типичное отношение сигнал/шум на выходе равно 25. Это может быть, если фактор шума МКП не выше 1,5–1,6. И действительно, если ИБП отсутствует, то в бипланарном ЭОП физическая прозрачность входа МКП заметно выше геометрической (0,6) и достигает 0,9–1 и даже больше. Это происходит за счет использования электронов, которые, отражаясь от торцов стенок каналов на входе МКП, в сильном тормозящем поле между фотокатодом и МКП возвращаются к входу и участвуют в умножении электронов.

При наличии входной ИБП такой процесс невозможен. С другой стороны, при наличии ИБП на входе МКП в ЭОП III поколения значительная (до 50 %) электронов с фотокатода теряется в пленке, что равносильно снижению чувствительности фотокатода. Прошедшие сквозь пленку электроны рассеиваются и поступают в каналы под различными углами, что ухудшает статистику умножения и шумовые свойства каналов МКП. Все это увеличивает фактор шума МКП и снижает отношение сигнал/шум на выходе ЭОП. С другой стороны, для обеспечения разрешающей способности системы расстояние фотокатод-МКП должно быть не более 0,1 мм, оптимально, если оно порядка 0,05 мм. Если при этом напряжение на промежутке 500В или выше (для улучшения прозрачности ИБП для электронов с фотокатода), напряженность поля достигает  $(5-10) \cdot 10^4$  В/см, что достаточно для возникновения паразитных разрядных явлений. Поэтому приходится увеличивать расстояние между фотокатодом и МКП и ограничивать тем самым разрешение системы.

Наличие ИБП на МКП нежелательно и с точки зрения эффекта «галло». Его суть заключается в следующем. Значительная (20–40 %) доля входного оптического излучения проходит сквозь полупрозрачную пленку фотокатода и далее отражается от входа МКП и вновь засвечивает фотокатод, который эмитирует электроны. Это приводит к тому, что вокруг ярких точечных изображений возникает характерное светящееся «галло» диаметром до 1–2 мм. Очевидно, что объекты в области «галло» становятся неразличимыми.

Без ИБП коэффициент отражения входа МКП не более 40 %, с ИБП он увеличивается примерно в 1,5 раза, что увеличивает яркость «галло». Увеличение расстояния фотокатод-МКП в ЭОП III поколения приводит и к увеличению диаметра «галло».

Радикальные методы минимизации «галло» заключаются в следующем. Во-первых, отказываются от ИБП. Во-вторых, на вход наносят антиотражающее покрытие, которое снижает коэффициент оптического отражения до 5–10 %. В третьих, уменьшают расстояние фотокатод-МКП, что уменьшает размер «Галло» до 0,5 мм.

Таким образом, отказ от ИБП радикально улучшает важнейшие параметры ЭОП, однако при одном условии – МКП не должна газить при эксплуатации.

Реализуя требования программы *OMNI*, фирма *LITTON* (США) объявила о решении задачи малогазящей «бесфильмовой» МКП. Она в 2000г. представила ЭОП IV поколения МХ-10160В [2] с существенно более высокими характеристиками: разрешением до 72 пар лин/мм, чувствительностью фотокатода до 2100 мкА/Лм, отношением сигнал/шум на выходе до 36. Однако, как впоследствии оказалось уже у потребителя, эффект снижения газовыделения МКП был кратковременным, и после хранения в течение нескольких месяцев газовыделение МКП резко возрастало, что приводило к деградации фотокатода и снижения срока службы ЭОП. В результате этого фиаско фирма исчезла с рынка, а проблема «бесфильмовой» МКП в ЭОП с входным арсенид галлиевым фотокатодом не решена до сего времени.

В настоящее время ВТЦ «Баспик» успешно реализует программу разработки и внедрения новой версии базовой технологии мелкоструктурных МКП с каналами 4–6 мкм. На этой основе в несколько раз повышен порог СС. Достигнут предел разрешения 100 пар лин/мм. Увеличена прозрачность входа МКП. Реализация специальных мероприятий по улучшения структурной однородности, чистоты и гладкости рабочих поверхностей МКП, оптимизации состава и структуры резистивно-эмиссионного слоя (РЭС) каналов позволить обеспечить необходимые требования по шумам, наработке, ЧПЗ при сохранении требуемой механической прочности конструкции. При этом есть основания, что разрабатываемые мероприятия по снижению газосодержания и газовыделения МКП позволят в недалеком будущем освоить производство МКП, которые можно будет с успехом использовать как «бесфильмовые» в ЭОП новейших поколений.

#### Литература

1. С.К. Кулов. Шумы микроканальных ЭОП. – Владикавказ, 2000.
2. Image Intensifier, 18 mm, Gen 1Y / Litton EOS, 2000.

УДК 621.383.3

## СИСТЕМА ТОТАЛЬНОГО МЕНЕДЖМЕНТА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ НАУКОЕМКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

С. К. Кулов, Т. Д. Алкацева

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Известно, что развалу системы предшествует развал системы управления системой. И наоборот, чем лучше управление, тем более прогрессирует система. Сегодня, в начале XXI века, в эпоху развития постиндустриальной экономики и распространения глобализма интенсивно развиваются и качественно меняются: принципы, методы, стиль, структура управления предприятиями и организациями. Свидетельством этого является массовое распространение идей и методов менеджмента качества в соответствии со стандартами ИСО серии 9000.

Понятие *Quality Menegement* на русский язык общепринято переводить, как *менеджмент качества*. На Западе же это понятие имеет смысл качественный менеджмент. Говорят также об эффективном менеджменте, о результативном менеджменте. Мы же говорим о *производительном* менеджменте. Производительность – комплексная характеристика системы, учитывающая ее результативность, эффективность и качество.

Результативность описывает преимущественно количественные характеристики системы, например, степень выполнения плана производства и поставок по количеству, срокам, номенклатуре.

Эффективность оценивает ресурсные затраты на получение результата: временные, материально-технические, кадровые, финансовые, информационные.

Качество – степень соответствия присущих системе характеристик поставленным требованиям и ожиданиям.

Можно выпускать много низкокачественных и дешевых изделий. Можно изготавливать единичные качественные, но очень дорогие вещи. Можно, наконец, выпускать требуемое количество изделий требуемого качества и с надлежащей эффективностью. Это и есть производительность.

Результативность, эффективность и качество – факторы производительности, находящиеся в диалектическом единстве. Стратегическая цель системы – добиваться наивысшей производительности. Тактическая задача – производительность должна быть не ниже установленного нормативного значения.

Проблема состоит в том, что необходимо решать задачу совместной оптимизации всех факторов производительности, т.е. проблема в решении задачи множественной оптимизации, которая, как известно, допускает только творческие решения и только на основе компромиссов.

Таким образом, с учетом изложенного, понятие «менеджмент качества» теряет смысл. Оно должно быть отброшено и заменено на «менеджмент производительности». Задача, которую должно решать руководство системы любого уровня – это настраивать систему на тотальную производительность, т.е. производительность по всем звеньям системы и по всем функциям, что требует коренного «перепроектирования» привычных структур, функций и методов управления. В этом, как мы полагаем, и состоит сегодня смысл новейшего менеджмента XXI века.

ЗАРЯДОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ В КАНАЛАХ МКП  
С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Мгновенное изменение (снижение) коэффициента усиления МКП называемое «быстрой» памятью, было исследовано в данной работе. Это явление характерно для всех МКП и проявляется в изменение усиления, которое носит обратимый характер. Для сегодняшних МКП ВТЦ «Баспик» «быстрая» память появляется при входных токах  $(1\div 2)\cdot 10^9$  А когда пластина работает в режиме токового насыщения. Основные «параметры» быстрой памяти – это «длительность»  $\tau$  (мс) и изменение усиления  $\Delta K$  (%) рассчитываются по *гистограмме* изменения коэффициента усиления во времени, снятой при помощи ФЭУ и быстродействующего мультиметра (5000 отсчетов в секунду). Получены зависимости параметров быстрой памяти от величины входного тока. С увеличением входного тока длительность «памяти» (определяемая как полная ширина на полувывоте импульса, соответствующего изменению коэффициента усиления с максимального до некоторого стабилизированного уровня) уменьшается по экспоненциальному закону, а изменение амплитуды растет по логарифмическому.

«Быстрая» память сильно зависит от сопротивления МКП. Но в то же время на параметры «быстрой» памяти существенным образом влияют термические операции (отжиг на атмосфере, термовакуумное обезгаживание), которые существенно изменяют сопротивление тонкого приповерхностного эмиссионного слоя, не изменяя полное сопротивление МКП.

Степень насыщения  $\beta$ , которая представляет собой отношение входного тока к току проводимости представляет собой еще один важный параметр. По зависимости относительного изменения коэффициента усиления от  $\beta$  можно судить о зарядовых явлениях в каналах МКП наряду с быстрой «памятью». Степень насыщения  $\beta$  должна быть связана с т.н. «длительной» памятью, в которой снижение усиления происходит за более долгий период (от нескольких секунд и выше). Как показали экспериментальные данные монотонное снижение усиления МКП начинается с довольно малых входных токов, соответствующих значению  $\beta \sim (1\div 2) \%$ . Десятипроцентное снижение коэффициента усиления на МКП ВТЦ «Баспик» соответствует  $\beta \sim 10\div 12 \%$ .

Выявление технологических факторов, влияющих на «память» и степень насыщения представляет собой практический интерес с точки зрения расширения линейного диапазона работы МКП, минимизации дефекта «сотовая структура», снижению рабочих напряжений и как следствие снижению нагрузок (по входному току) при проведении электронного обезгаживания МКП в технологическом цикле изготовления ЭОП.

ИССЛЕДОВАНИЕ ШУМОВ МКП  
МЕТОДОМ АМПЛИТУДНОГО АНАЛИЗА  
С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Исследование выходного сигнала МКП по амплитудам может дать важную информацию о статистике усиления каналов МКП, паразитных процессах, включая автоэлектронику. Методом производящих функций было показано, что фактор шума статистических шумов равен  $F_M = [1 + \delta^2(M)]/\omega$ , где  $\omega$  – прозрачность входа МКП,  $\delta^2(M)$  – относительная дисперсия коэффициента усиления каналов МКП. На основании полученной по амплитудному распределению информации можно судить об относительной дисперсии коэффициента усиления  $\delta^2(M)$ , а значит и о факторе шума МКП.

В ВТЦ «Баспик» был разработан метод получения и расчета параметров одноэлектронного амплитудного распределения МКП, поставленной в режим зарядового насыщения. Данный режим работы МКП характерен при использовании ее в качестве детектора заряженных частиц и излучений.

Получение распределения осуществляется фотометрическим методом (т.е. с помощью быстродействующего ФЭУ фиксируется изменение яркости свечения люминесцентного экрана, стоящего после МКП и далее раскладывается по амплитудам на многоканальном амплитудном анализаторе). Режим работы по входному току таков, что в отдельный канал в каждый момент времени попадает и умножается не более чем один электрон – т.н. *одноэлектронный режим работы* (входной ток  $\sim 10^{-13}$  А). Этот метод имеет преимущество перед методом съема заряда (когда сигнал в виде отдельных импульсов регистрируется с выхода МКП при помощи зарядочувствительного усилителя), т.к. при достаточно невысоких коэффициентах усиления МКП ( $5 \cdot 10^4 \div 1 \cdot 10^5$ ) удается усилить, а точнее преобразовать яркость экрана в электрический сигнал без усиления помехи.

При помощи созданной методики было показано, что трансформация экспоненциального распределения (характерного для обычного режима работы в ЭОП для техники ночного видения) выходного сигнала для МКП ВТЦ «Баспик» в пуассоновское происходит при высоких напряжениях ( $> 1100$  В) и коэффициентах усиления ( $\geq 3 \cdot 10^4$ ) МКП. Фактор шума МКП, измеренный при этом снижается с  $2,3 \div 2,1$  до  $1,4 \div 1,1$ . Было показано влияние ряда конструктивно-технологических факторов на параметры и вид амплитудного распределения выходного сигнала. Как выяснилось, шумовые характеристики в линейном режиме и режиме зарядового насыщения для МКП с некоторыми конструктивными особенностями могут

кардинально отличаться, т.е. МКП с низким фактором шума в линейном режиме работы может не показать преимущества по шумам при работе в режиме зарядового насыщения и наоборот. Амплитудное распределение МКПО 18-6 и распределение темновых сцинтилляций представлены на рисунках 1 и 2.

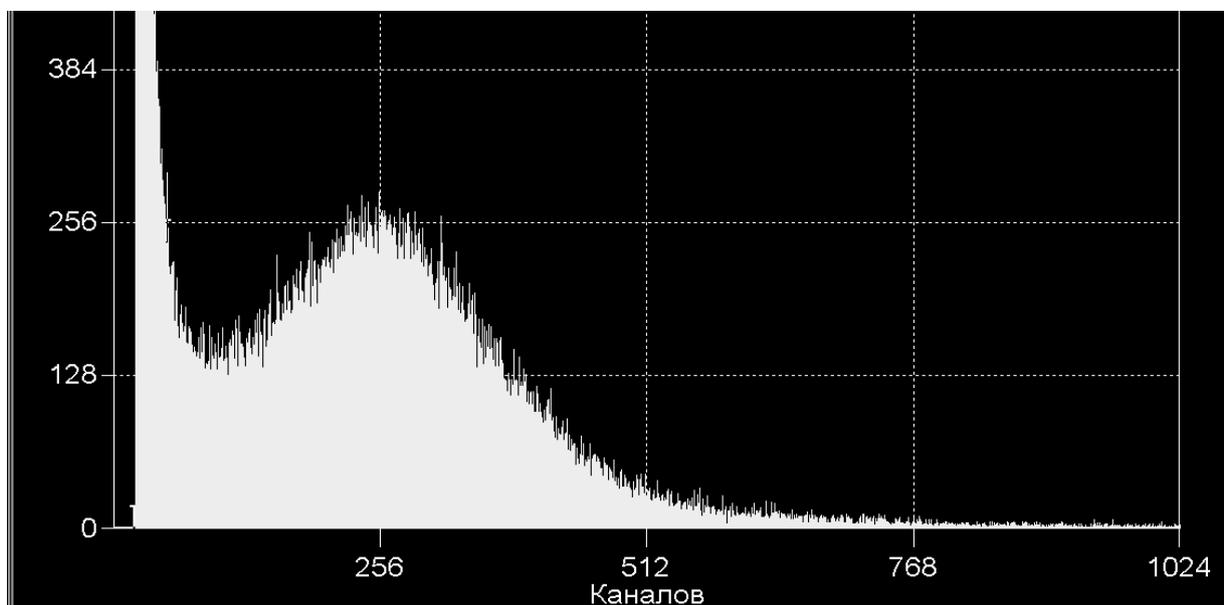


Рис.1. Одноэлектронное амплитудное распределение МКПО 18-6, полученное при коэффициенте усиления  $3 \cdot 10^4$  ( $U_{\text{МКП}}=1260$  В)

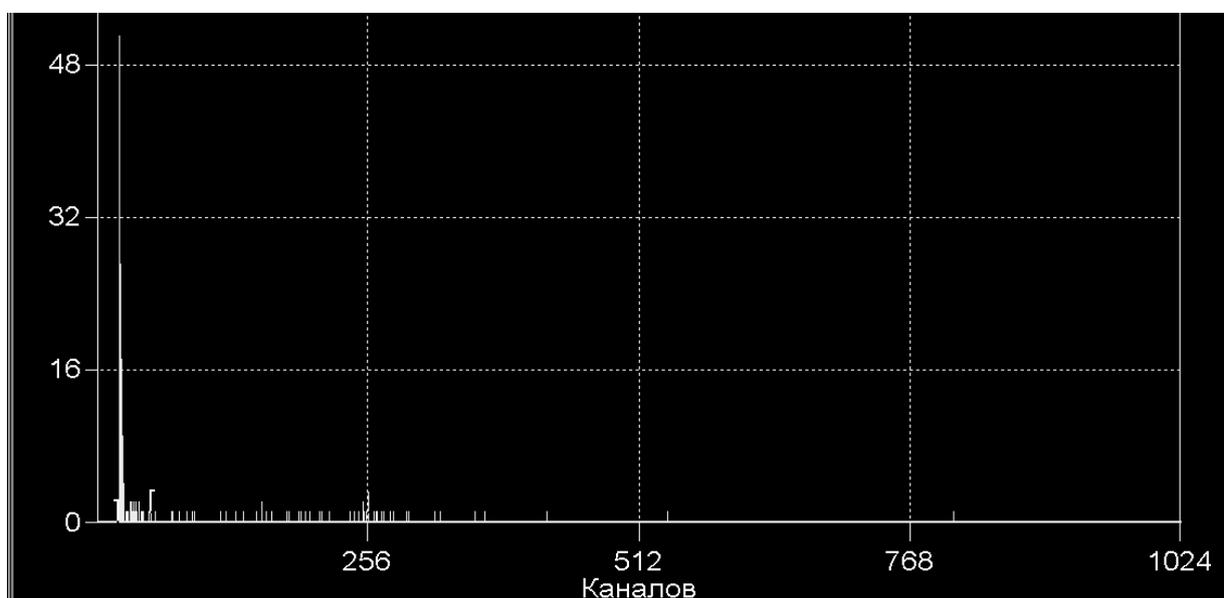


Рис. 2. Распределение темновых сцинтилляций МКПО 18-6, полученное при коэффициенте усиления  $3 \cdot 10^4$  ( $U_{\text{МКП}} = 1260$  В). Плотность скорости счета темновых импульсов –  $0,39$  имп/сек·см<sup>2</sup>. Плотность темнового тока МКП  $< 1 \cdot 10^{-15}$  А/см<sup>2</sup>

УДК 621.385

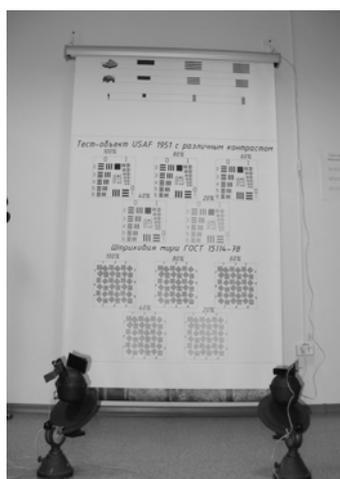
## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДАЛЬНОСТИ ДЕЙСТВИЯ ПРИБОРОВ НОЧНОГО ВИДЕНИЯ НА МИНИ-ПОЛИГОНЕ

С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер, А. А. Юшков

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

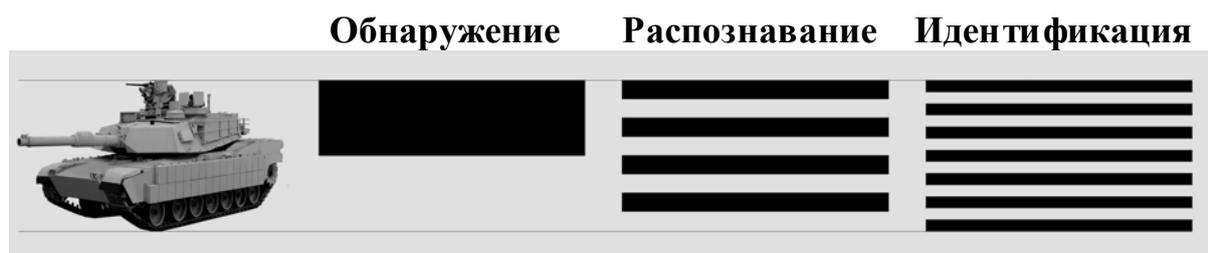
Важнейшими параметрами приборов ночного видения (далее – ПНВ) являются дальность действия, скрытность, помехозащищенность, весогабаритные характеристики, надежность. Для расчета дальности действия ПНВ как активного, так и пассивного типов существуют различные методики и формулы, известные из литературы. Самый объективный метод – метод непосредственного испытания прибора в полевых условиях при естественной ночной освещенности на местности, что не всегда возможно в реальной обстановке. В данной работе был создан мини-полигон, который позволял определить дальность действия ПНВ при заданной освещенности в соответствии с критериями Джонсона и разрешающую способность по отечественным (мира ГОИ) и зарубежным (USAF-1951) тест-объектам и таким образом получить количественную оценку качества приборов.

Созданный мини-полигон в помещении длиной 12 метров включает: вращающийся баннер с тест-объектами, закрепленный на стене, два фонаря с белыми светодиодами, обеспечивающих равномерную регулируемую засветку площади размером не менее 1200×1200 мм, треногу с ПНВ, отградуированный герметизированный ЭОП 2 поколения с прикрепленным на люминесцентный экран фотоэлементом для измерения эквивалентной освещенности в плоскости тест-объекта, блок питания для светодиодов и наноамперметр для измерения тока фотоэлемента.



В работе исследовались 6 приборов ночного видения: монокуляр (МНВ), очки (ОНВ), два бинокля (БНВ) и два прицела, производства ФГУП Новосибирский Приборостроительный завод и ОАО «Катод».

На примере многих исследователей показано, что наиболее важным единым параметром, характеризующим возможный уровень видения объекта с помощью системы является разрешение штриховых мир, эквивалентных объекту. Такой подход справедлив независимо то природы имеющегося сочетания различных дефектов изображения. Этот подход проиллюстрирован на рисунке в предположении, что объект характеризуется критическим размером, определяемым размерами деталей объекта, существенных для его видения.



Штриховая мира эквивалентная объекту, является одной из мир набора, в котором полная ширина мира равна критическому размеру объекта, а длина соответствует размеру объекта в направлении, перпендикулярном критическому.

В ходе работы установили, что параметры и характеристики, заявленные производителями ПНВ в паспортах на приборы соответствуют реальным. Дальность действия, гарантируемая в паспорте подтверждается на всех приборах. Самыми «дальнодействующими» оказались «трехкратники»: два прицела и бинокль, позволяющие идентифицировать ростовую фигуру солдата на дальности 460 м при ЕНО ( $3 \cdot 10^{-3}$  лк). Бинокль с пятикратным увеличением в этих же условиях позволяет только распознать ростовую фигуру. Обнаружить ростовую фигуру на дальности 460 метров в условиях естественной ночной освещенности позволили все исследуемые приборы. К сожалению, нам не известно разрешение ЭОП, вмонтированных в исследуемые ПНВ. Но судя по оценочным данным разрешающая способность ПНВ составляет  $0,7 \div 0,8$  от разрешения используемого в нем ЭОП. Исследуемые приборы ночного видения двух российских производителей находятся приблизительно на одном уровне, с небольшим преимуществом по дальности и разрешению ОАО «Катод». Разрешение ПНВ при ЕНО существенно ниже предельного разрешения прибора, что связано с временными шумами входной освещенности и фактором шума электронно-оптического преобразователя. В работе было показано, что разрешение ПНВ при ЕНО снижается в  $1,8 \div 2,8$  раза в сравнении с предельным.

Влияние шумов на качество изображения объекта в зависимости от освещенности для ЭОП с различными параметрами представалены посредством специальной программы обеспечения.

Владикавказский технологический центр «Баспик», РСО-Алания, Россия

Прогресс в электронно-оптических преобразователях (ЭОП) и приборах ночного видения (ПНВ) новых поколений существенно связан с прогрессом в микроканальных (МКП) и волоконно-оптических (ВОП) пластинах. В конструкции, структуре и технологии МКП есть много общего, поскольку существенные признаки базовой технологии МКП и ВОП одни и те же: стекло как конструкционный материал, волоконно-оптическая технология как метод создания многоканальной структуры. Вместе с тем в физике работы, характеристиках и технологии ВОП есть существенные отличия.

Основная функция ВОП - это передача оптического изображения с входного торца ВОП на выходной. На входной поверхности ВОП создается (фокусируется) оптическое изображение. Его можно математически описать как функцию освещенности  $E(x,y)$ . Эта функция несет всю информацию о входном изображении. Условно входное изображение можно определить как бесконечную совокупность бесконечно-малых участков (элементов) с различной освещенностью.

Но торец ВОП обладает ограниченной прозрачностью структуры  $\omega$ . Он состоит, хотя из очень большого, но ограниченного числа малых круглых жил. Поэтому, во-первых, на входе изображение разбивается на конечное число элементов  $n$  (дискретизируется по числу жил), во-вторых, часть информации, соответствующая свету, который попадает на торцы стенок между жилами, теряется. На выход (выходную поверхность) изображение передается поэлементно, по большому числу элементарных световодов, т.е. выходное изображение также дискретное. Это изображение должно быть строго подобно входному, т.е. световедущие жилы не должны перепутываться, закон укладки жил (гексагональный) должен быть одинаково-регулярный как на входе, так на выходе ВОП. Кроме того, световая информация в пределах каждой световедущей жилы усредняется. Если, например, на входной торец какой-либо жилы сфокусировать две точки, то выходной торец жилы будет светиться равномерно: информация о двух точках будет потеряна. Иными словами, теряется информация об очень мелких деталях изображения, размером меньше диаметра световедущих жил.

Очевидно также, что поскольку выходное изображение построено из круглых торцов жил различной яркости, исключается правильная передача линий, углов и прочих контуров фигур. Фигура на выходной поверхности ВОП, состоящая из светящихся кружков, будет иметь, образно говоря,

“микроразубренные” контуры. Естественно, если диаметр жил очень мал - микроны, то это будет незаметно при небольших увеличениях для наблюдателя. Однако принципиально то, что выходное изображение ВОП - это, по существу, *мозаика* из жил различной яркости. Очевидно, что чем меньше диаметр жил, тем выше качество изображения, его четкость, информативность.

Для “прямых” ВОП изображение передается как прямое (не перевернутое) и в масштабе 1:1. Для ВОП-поворотников, путем закручивания жил изображение будет также в масштабе 1:1, но перевернутое на  $180^{\circ}$ .

Качество изображения на выходной поверхности ВОП в общем случае будет ухудшаться по сравнению с выходным вследствие различных *дефектов* ВОП. Любые поверхностные и объемные структурные дефекты и загрязнения ВОП, препятствующие нормальному распространению света (их мы называем - оптические дефекты), дадут всякого рода темные пятна, полосы и пр. ЧПЗ изображения на выходе будет ухудшаться. Равным образом, если по каким-либо причинам пропускание отдельных жил будет несколько различным, или некоторые отдельные каналы будут “обломаны”, то на выходное изображение будет накладываться микроструктурный “шум”.

Итак, при передаче изображения с помощью ВОП:

- часть входной информации не передается,
- информация о мелких деталях изображения теряется,
- изображение дискретизируется,
- контуры всех деталей изображения “зазубрены”,
- изображение ухудшается за счет ухудшения ЧПЗ и микроструктурного шума ВОП,
- в случае нарушения регулярности укладки жил геометрическое соответствие выходного изображения с входным более или менее нарушается,
- за счет потерь света в ВОП яркость выходного изображения уменьшается.

Указанные факторы являются *принципиальными* для ВОП, и их можно только минимизировать, но не устранить полностью.

При стыковке ВОП эти факторы, очевидно, умножаются (усиливаются). В частности, при оптической стыковке нескольких ВОП светопропускание может сильно уменьшиться, в 5-10 раз и более. Уменьшается и четкость изображения. Поэтому в ЭОП используют для стыковки минимальное число ВОП. Для примера: трехмодульный ЭОП первого поколения всего содержит 6 ВОП, и с учетом их суммарного пропускания выходная яркость изображения уменьшается примерно в 20-30 раз. Коэффициент светового усиления ЭОП уменьшается, что приходится компенсировать увеличением чувствительности фотокатодов, светоотдачи экранов, повышением напряжения питания. Если усиление трехкамерного ЭОП нулевого поколения легко достигает 1 миллиона и более, то трехмодульного - не более ста - двухсот тысяч.

Все параметры ВОП можно разбить на следующие группы:

- параметры конструкции и геометрической структуры,
- функциональные светотехнические параметры,
- электрические параметры,
- физические параметры,
- параметры стойкости и надежности.

К конструктивно-структурным параметрам относятся:

- форма, габаритные размеры, допуски на размеры и форму детали,
- параметры гладкости и оптической чистоты рабочих исполнительных поверхностей,
- параметры геометрической структуры световедущих жил,
- вес.

К функциональным светотехническим параметрам относятся:

- светопропускание (интегральное и спектральное),
- предел пространственного разрешения, частотно-контрастная характеристика (ЧКХ),
- индикатрисса излучения на выходе ВОП,
- чистота поля зрения (ЧПЗ),
- характерные искажения при передаче линии, креста и т.п.

К электрическим параметрам относятся:

- электрическая прочность.

К физическим параметрам относятся:

- параметры рабочих стекол ВОП (химсостав, механические свойства, вязкость, ТКЛР),
- числовая апертура световедущих жил (светосила),
- вакуумная плотность ВОП (допустимый поток натекания),
- газоотделение, возможность термообезгаживания в вакууме,
- отравляющее воздействие на фотокатод.

Наиболее важные требования к ВОП - это разрешающая способность, чистота поля зрения, вакуумная плотность, малое газоотделение, электрическая прочность, отсутствие отравляющего воздействия на фотокатод, необходимый ТКЛР для спая (склейки) с элементами конструкции ЭОП.

Чем меньше шаг структуры световедущих жил ВОП, тем больше предел пространственного разрешения ВОП, который можно оценить по приближенной формуле:  $N = 1000/2h$ , пар лин./мм. Например, для  $h = 5$  мкм,  $N = 100$  п.л./мм. Предел разрешения ПНВ определяет дальность его действия - основной параметр. Он определяется пределом разрешения объектива и ЭОП. В свою очередь, предел разрешения ЭОП зависит от пределов разрешения МКП и ВОП. Предел разрешения ПНВ может быть приближенно выражен через пределы разрешения объектива, МКП и ВОП как

$$1/N_{ПНВ} = \{(1/N_{об})^2 + (1/N_{МКП})^2 + (1/N_{ВОП})^2_{кат} + (1/N_{ВОП})^2_{экр}\}^{1/2}$$

Поэтому важно уменьшать шаг структуры каналов (жил) МКП и ВОП. Отечественные ВОП имеют шаг структуры жил не менее 7 мкм, что явно недостаточно для новейших ЭОП 2+ и 3 поколения. Необходимо освоить промышленный выпуск ВОП с жилой 3-4-5 мкм и шагом структуры 4-5-6 мкм.

Чистота поля зрения ВОП определяет (наряду с МКП) чистоту изображения на экране ЭОП. ЧПЗ - комплексная характеристика, устанавливающая требования в отношении размера, числа и расположения по зонам поля зрения темных и светлых точек (пятен). Кроме этих стохастических (случайных) дефектов имеют место и регулярно-детерминированные дефекты, обязанные самому принятому технологическому методу. Это - сотовая структура (СС) и разноразность микроканальных сот (МКС).

Наличие всех указанных дефектов, во-первых, снижает комфортность наблюдения изображений, во-вторых, может приводить к ошибкам первого и второго рода при наблюдении (пропуск объекта, идентификация дефекта ЧПЗ как объекта). Поэтому требования к чистоте поля зрения ВОП (как и МКП) все более ужесточаются. Например, по всей рабочей поверхности выходного изображения ВОП не допускаются точки диаметром более 30-50 мкм.

В ЭОП ВОП составляют часть вакуумплотной оболочки прибора. ВОП обычно приклеивают с помощью ситаллоцемента к металлическим фланцам, поэтому для согласования спая ВОП должны иметь определенный ТКЛР. Они должны быть также вакуумно-плотными, не допускать даже малейшего натекания из атмосферы, пагубно воздействующего на фотокатод. Данная задача до сих пор еще окончательно не решена.

При работе ЭОП на торцах ВОП может быть большое напряжение. Например, на внешней поверхности катодной ВОП потенциал близок к нулю, потенциалу Земли, а на внутренней катодной стороне он большой отрицательный, например, порядка  $-30$  кВ в трехмодульном ЭОП 1 поколения. Или выходная экранная ВОП ЭОП 2 поколения на внешней поверхности имеет нулевой потенциал, а на внутренней он равен примерно  $+5$  кВ. В этих условиях могут быть микропробои по ВОП, как правило по ультрамикрочастицам структуры. Монолитное стекло обладает высокой электрической прочностью, более 30 кВ/см. Наличие микроканалов (не спеканий) между световодами провоцирует резкое снижение электрической прочности, микропробои. Таким образом, исходя из условий вакуумплотности и электрической плотности, ВОП должны быть монолитными, хорошо спеченными, без паразитных микрощелей.

Поскольку поверхности ВОП - это поверхности изображений, то они должны быть тщательно отполированы, быть оптически чистыми.

Все указанные требования учитываются при разработке ВТЦ «Баспик» нового поколения отечественных ВОП для техники ночного видения 2+ - 3 поколения.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗЛУЧЕНИЯ  
ЧЕРЕЗ МИКРОКАПИЛЛЯРНУЮ ЛИНЗУА. А. Кумахов<sup>1</sup>, А. М. Кумахов<sup>1</sup>, А. А. Болотоков<sup>2</sup><sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик<sup>2</sup>Институт рентгеновской оптики, Москва

Оптическая система, используемая в данной работе для измерения распределения интенсивности рентгеновского излучения, прошедшего через микрокапиллярные линзы, создана с применением высокоточного механического и электронного оборудования фирмы Standa. Электронное оснащение и программное обеспечение оптической системы позволяют, автоматизировано управлять процессами измерения и обрабатывать экспериментальные данные для получения параметров оптических систем.

Проводилось измерение трансмиссии, переднего и заднего фокусных расстояний и диаметра фокусного пятна. Размер фокусного пятна рентгеновского излучения на выходе из линзы, определялся в процессе обработки полученных в результате автоматизированного сканирования пространственных областей переднего и заднего фокусов линзы.

Для получения трансмиссии линза настраивается на максимум излучения исследуемого энергетического диапазона и измеряется интенсивность этого излучения на выходе линзы. После этого линза удаляется и измеряется интенсивность излучения проникающего в диафрагму, установленную на входе детектора. Размеры отверстия диафрагмы и расстояние между источником излучения и детектором подбираются таким образом, чтобы величина скорости счета детектора была примерно одинакова со скоростью счета при измерении с линзой. Трансмиссия рассчитывается по формуле  $Tr = N_1 f_1^2 d_1^2 / N_2 R^2 d_d^2$ , где  $N_1$  – счет детектора с линзой,  $N_2$  – счет детектора без линзы,  $f_1$  – расстояние от источника до линзы (фокусное расстояние),  $R$  – расстояние от источника до детектора, в отсутствие линзы,  $d_1$  – входной диаметр линзы,  $d_d$  – диаметр диафрагмы.

Эксперимент проводился с использованием двух различных рентгеновских трубок в качестве источника – медной и молибденовой. Для каждой линзы мы получили по два значения трансмиссии (3,5 % и 6,9 % для меди; 3,7 % и 9 % для молибдена) и размера фокусного пятна (55 мкм и 70 мкм для меди; 35 мкм и 53 мкм для молибдена).

Полученные результаты согласуются с теоретическими оценками. При использовании линзы характерное усиление плотности потока фотонов увеличивается в 1000 раз. Без линзы источник дает определенный поток фотонов на том расстоянии, где находится фокусное пятно линзы. Если установить линзу, то в этой точке поток увеличивается в 1000 раз.

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Уменьшение минимальных размеров компонентов МОП ИС выдвигает повышенные требования к материалам для создания самосовмещенных затворов и соединительных линий. Основным недостатком широко используемого для этой цели легированного поликристаллического Si является невысокая проводимость, делающая его непригодным для сверхбыстродействующих интегральных схем. Применение силицидов металлов позволяет на порядок улучшить проводимость, однако вне конкуренции продолжают оставаться металлы тугоплавкой группы молибден, или вольфрам удельное сопротивление которых составляет всего  $(5 \div 5,3) \cdot 10^{-6}$  Ом см.

Наилучшие результаты дает применение  $n^+$ - и  $p^+$ -поликремния на приборах с  $n$ - и  $p$ -каналом, соответственно. При этом обеспечивается значение работы выхода электронов, близкое к нижней границе зоны проводимости и верхней границе валентной зоны, соответственно. Такой подбор материалов позволяет обходиться без структур со скрытым каналом для приборов с каналами обоих типов проводимости. Применение  $n^+$ - и  $p^+$ -поликремния одновременно позволяет формировать соответствующие скрытые контакты. Поликремний имеет относительно высокое удельное сопротивление и в нем могут образовываться  $p$ - $n$ -переходы. Для снижения сопротивления проводящих элементов из поликремния и закорачивания переходов в поликремнии поверх него следует формировать слой материала с высокой проводимостью. При использовании для этой цели силицида тугоплавкого металла быстрая диффузия атомов легирующей примеси через силицид в процессе высокотемпературной термообработки может вызвать изменение уровня или типа легирования соседних участков слоя поликремния, с появлением нестабильности порогового напряжения. Эта проблема может быть решена нанесением шунтирующего материала после операции высокотемпературного отжига для электрической активации имплантированной примеси. Решение проблемы состоит в формировании электродов затвора с использованием подслоя с адгезионной функцией - из поликремния, металла либо силицида тугоплавкого металла. При выборе материала для такого подслоя (и технологии его нанесения) следует учитывать вероятное изменение работы выхода электронов. В случае использования поликремния оба значения работы выхода электронов обеспечиваются соответствующим типом селективного легирования. Осаждение слоя W обеспечивает шунтирование нежелательных  $p$ - $n$ - переходов в поликремнии и снижает сопротивление межсоединений затворов. Недостатком двухслойной системы W/поликремний, по сравнению с системой си-

лицид/поликремний, является возможность реакции образования силицида, при нагреве свыше  $650^\circ\text{C}$ . Сопровождающее эту реакцию изменение объема создает значительные механические напряжения в окисле затвора, которые ухудшают надежность прибора. Образующийся силицид не только повышает полное сопротивление двухслойной системы (по сравнению с чистым  $W$ ), но также образует канал для быстрой диффузии легирующих примесей. Для предупреждения такого образования силицида следует проводить осаждение  $W$  селективно.

Сопротивление системы  $W$ /поликремний составляет  $1,3\ \text{Ом}/\mu\text{а}$ , т.е. в  $\sim 20$  раз ниже сопротивления поликремния без шунтирующего слоя  $W$ . Глубина областей истока и стока равна  $0,2\ \mu\text{м}$ . При фиксированной толщине двухслойной структуры электрода затвора увеличение толщины слоя  $W$  дает снижение сопротивления. Для оптимизации затвора (максимально-возможная толщина верхнего слоя  $W$  и минимально-допустимая толщина нижнего слоя поликремния) важно исследовать стабильность работы выхода электронов и характеристики адгезии при использовании подслоя поликремния. При чрезмерно малой толщине этого подслоя возможна некоторая модуляция работы выхода электронов действием слоя  $W$  в сочетании с ослаблением адгезии двухслойной структуры к  $\text{SiO}_2$ . Для проверки этого предположения на пластинах  $\text{Si}(100)$   $n$ -типа ( $5\text{—}10\ \text{Ом см}$ , примесь —  $P$ ) с помощью термического окисления при  $1000^\circ\text{C}$  выращивали слой  $\text{SiO}_2$  толщиной  $100\ \text{нм}$ , на нем затем выращивали слой аморфного  $\text{Si}$  (при  $560^\circ\text{C}$ ) либо поликремния (при  $620^\circ\text{C}$ ). Перед процессом ПФХО вольфрама обратную сторону пластин очищали от аморфного  $\text{Si}$  либо поликремния плазменным травлением в атмосфере  $\text{SF}_6$ . За  $30$  мин осаждения образовывалась пленка  $W$  толщиной  $\sim 130\ \text{нм}$ , с сопротивлением  $0,9\ \text{Ом}/\square$ . При толщине подслоя аморфного  $\text{Si}$   $34\ \text{нм}$  и  $43\ \text{нм}$  такая пленка успешно выдержала испытание по проверке адгезии с помощью прозрачной клейкой ленты. Отслоение пленки  $W$  происходило при продолжительности осаждения  $20$  мин и толщине подслоя аморфного  $\text{Si}$   $25\ \text{нм}$ , с обнажением поверхности  $\text{SiO}_2$ . Это указывает на необходимость некоторой минимальной толщины подслоя аморфного  $\text{Si}$  для получения удовлетворительной адгезии. Для подслоя поликремния отслоение наблюдалось при его толщине  $45\ \text{нм}$  и продолжительности осаждения  $W \sim 30$  мин. Анализ (Оже-спектрометрия) четырехслойной системы  $W/\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{Si}$  показал отсутствие заметной концентрации атомов  $F$  в  $\text{SiO}_2$  и их сегрегаций на поверхностях раздела  $\text{Si}$  и  $\text{SiO}_2$ .

С уменьшением толщины адгезионного подслоя работа выхода электронов для двухслойной структуры электрода должна постепенно изменяться - от значения для поликремния к значению для  $W$ . Способность экранировать дипольный потенциал поверхности раздела  $W$ /поликремний усиливается с повышением уровня легирования поликремния. Следова-

тельно, скорость изменения работы выхода электронов должна возрастать с уровнем легирования адгезионного подслоя поликремния, причем при очень сильном легировании это изменение должно происходить буквально в нескольких атомных слоях. Изменение работы выхода электронов в результате уменьшения толщины слоя  $n^+$  - поликремния с 250 до 100 нм связано из-за: 1 - неоднородности толщины подслоя поликремния и заполнение точечных дефектов силицидом и измеренное значение работы выхода представляет собой нечто среднее между значениями для силицида и поликремния; 2 - перераспределение примеси из слоя поликремния в слой силицида в процессе высокотемпературного ( $1000^\circ\text{C}$ ) отжига после создания двухслойной структуры электрода приводит к значительному обеднению в случае более тонких слоев поликремния (одновременно значение работы выхода для слоя поликремния должно приближаться к середине запрещенной зоны для  $Si$ ).

Основные преимущества затворов со структурой  $Mo_2N/Mo$  заключаются в повышенной устойчивости к большинству применяемых в кремниевой технологии травителей, а также в улучшенной маскирующей способности при ионной имплантации, что особенно необходимо при изготовлении самосовмещенных полевых МОП - транзисторов (МОП ПТ).

Экспериментальные исследования проводились на  $p$ - и  $n$  — канальных МОП ПТ, изготовленных на кремниевых пластинах соответствующего типа проводимости с ориентацией (100). Толщина затворного окисла составляла 35 им. Слой  $Mo$  толщиной 200 или 300 нм наносился с помощью магнетронной системы постоянного тока. После формирования затворов выращивался слой  $Mo_2N$  в смеси аммиака с сухим азотом при температуре  $500 - 700^\circ\text{C}$ . Одной из задач исследования определения работы выхода пленок  $Mo_2N/Mo$ , являющейся важным параметром при расчетах и моделировании. Для этого на пластинах изготавливались тестовые МОП - конденсаторы с различной толщиной окисла (в диапазоне до 300 нм). Методом снятия  $C - V$  характеристик в предположении отсутствия быстрых поверхностных состояний измерялось напряжение плоских зон  $V_{FB}$  :

$$V_{FB} = \phi_{MS} - \frac{Q_{ss}}{K_s} X_0 \quad , \quad (1)$$

где  $Q_{ss}$  — полный фиксированный заряд в окисле;  $K$  — проницаемость вакуума;  $\epsilon_0$  - диэлектрическая постоянная окисла;  $X_0$  - толщина окисла;  $\phi_{MS}$  - разность работ выхода металл/полупроводник, определяемая выражением

$$\phi_{MS} = \phi_M - (X_{Si} + \frac{Eq}{2q} \pm \phi_F) \quad , \quad (2)$$

где  $\phi_M$  - работа выхода металла (В),  $X_{Si}$  — электронное сродство для кремния,  $Eq$  — его ширина запрещенной зоны,  $\phi_F$  - уровень Ферми, со знаком «+» для  $p$ -кремния, и со знаком «-» для  $n$ -типа. Заметных изменений  $V_{FB}$  при изменении толщины пленки  $Mo_2N$  от 0 до 200 нм не наблюдалось.

Кабардино-Балкарский Государственный университет, Нальчик

Силициды металлов играют существенную роль при получении омических контактов и барьеров Шоттки на Si. Обычно формирование таких контактов осуществляется путем нанесения металлической пленки толщиной ~100 нм на Si с последующим отжигом при температурах 400–600 °С, в результате которого идет реакция между Si и металлом с образованием силицида. При такой технологии диффузия Si, приводит к нестабильности приборов.

Альтернативный метод получения силицидов, состоит в осаждении тонких пленок Pt и Si и синтезе сплавов. Диссоциация молекул SiH<sub>4</sub> на элементарный Si и различные молекулярные фрагменты приводит к высаживанию Si на разрядном электроде и окружающих его поверхностях. Степень диссоциации зависит от выходной мощности тлеющего разряда. В процессе реактивного распыления, в котором реактивный газ диссоциирует на твердые продукты, стехиометрия пленок зависит от скорости осаждения вещества мишени и подложки, повторного распыления с мишени и скорости распыления материала мишени. Так при низких мощностях и высоких парциальных давлениях реактивного газа скорость диссоциации будет достаточно высокой, так что мишень полностью покрывается продуктом распыления. При высоких мощностях и низких парциальных давлениях скорость распыления материала мишени превышает скорость диссоциации реактивного газа, что приводит к распылению материала мишени. Необходимую стехиометрию осаждаемого вещества получают путем подбора мощности распыления и давления реактивного газа.

На рис. 1 представлено изменение отношения концентраций Si/Pt в пленке в зависимости от скорости потока SiH<sub>4</sub> для напряжений на катоде 700 и 900 В. Как видно из рисунка, при низких мощностях отношение Pt/Si равно 0 вначале и быстро увеличивается при скоростях потока выше 1,7. При скоростях более 2,2 Pt в пленках не обнаружена.

При высоких мощностях изменение отношения Pt/Si в зависимости от потока силана происходит более гладко. Это указывает на то, что более точный контроль за стехиометрией может быть осуществлен при высоких мощностях распыления.

Изменение удельного сопротивления (мкОм см) в зависимости от концентрации Si (%) для пленок, осажденных при комнатной температуре и 900 В на катоде, представлено на рис. 2. Удельное сопротивление пленки Pt составляет ~ 22 мкОм см и линейно растет с увеличением содержания Si вплоть до 65 %. Выше 65 % наблюдается резкий рост сопротивления, что

свидетельствует о полупроводниковой проводимости. Этот результат совпадает с данными рентгеновской дифракции и электронной микроскопии.

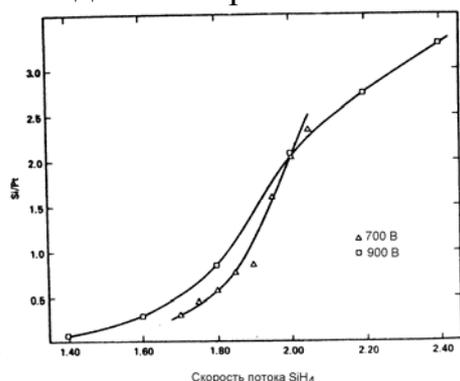


Рис. 1

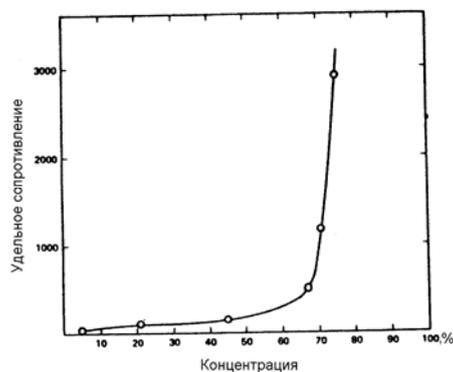


Рис. 2

Силициды тугоплавких металлов привлекают внимание и как материал для металлизации ИС. Дисилициды металлов Ti, Nb, Ta, Mo, W низкоомны, их потенциальное использование — в качестве затворных электродов в СБИС. Замена поликристаллического Si (поли-Si) в затворной металлизации низкоомными тугоплавкими силицидами металла позволяет обойти ограничения, присущие высокоомному легированному поли-Si. Пленки тугоплавких силицидов, осажденные на поли-Si, действуют как шунтирующие слои для затворных электродов из поли-Si. Для упрощения схем металлизации эти многослойные структуры могут быть заменены силицидными пленками.

Силициды тугоплавких металлов готовятся на подложках Si из галоидов металла, восстанавливаемых  $\text{H}_2$  или Si с образованием тугоплавких металлов (например, Mo, V или Ti); затем металл преобразуется в дисилицид металла диффузией атомов при достаточно высоких температурах (при этом необходимо исключить восстановление галоида металла кремнием, чтобы ограничить эрозию подложки Si).

Силициды тугоплавких металлов могут быть получены так же прямой диффузией атомов из слоя Si, химически осажденного из паровой фазы, в подложку из тугоплавкого металла, такого как Mo, при температурах 1000–1200 °С. Высокие температуры, необходимые для восстановления галоидов металла и интердиффузии элементов, приводят к механическим напряжениям и образованию пустот на границе раздела силицида с подложкой. Кроме того, рассмотренные процессы получения силицидов металла могут быть использованы только на подложках из Si или тугоплавкого металла. В самосовмещенной МОП-технологии для формирования пленок силицида тугоплавкого металла в областях истока и стока металлические пленки осаждаются физическими методами (с последующей взаимодиффузией металла и Si при высоких температурах). Альтернативный метод включает непосредственное осаждение пленок силицида тугоплав-

кого металла, основанное на реакции кремний содержащего газа (силена, хлорсилана, тетрахлорида Si) с газообразным соединением металла. Для управления составом пленок, выращиваемых парофазно-химическим осаждением, термическая стабильность газообразного соединения металла и содержащих Si молекул должна быть достаточно высокой.

Силициды тугоплавких металлов наиболее совместимы с обычной МОП-технологией, и наиболее подходящими из них для межсоединений и контактов являются дисилициды металлов Mo, Ta, Ti и W. Эти проводящие материалы, химически осаждаемые из паровой фазы, обладают необходимыми свойствами для их использования в затворных электродах.

Пленки силицида титана химически осаждались на подложку Si из газовых смесей  $TiCl_4-SiH_4$  или  $TiCl_4-SiH_4-Ar$  при температурах 600–850 °C. Удельное сопротивление этих пленок очень близкое к объемному значению 10 мкОм см. Парофазно-химическое осаждение в плазме пленок  $TiSi_x$  ( $x=1$ ) проводилось при 450 °C в системе с горячей стенкой. Выращивались на легированных слоях поли-Si структуры из аморфного слоя Si толщиной 100 нм,  $TiSi_{1,1}$  толщиной 120 нм и аморфного слоя Si толщиной 15 нм. Обработка в плазме способствовала очищению границы раздела подложки с пленкой. В этих многослойных структурах нижний слой аморфного Si служит источником избыточного Si при последующей термообработке, а верхний слой аморфного Si защищает аморфный силицид титана от окисления. Термический отжиг этих структур при 650 °C приводит к образованию слоев  $TiSi_2$  с удельным сопротивлением 14 мкОм см. Такой процесс можно использовать для формирования полицидного (силицида на поли-Si) затворного электрода из силицида титана, осаждаемого на поли-Si в том же самом цикле, в котором легировался поли-Si.

Для осаждение силицида вольфрама из смесей  $WF_6-SiH_4$  в реакторе низкого давления с холодной стенкой, реакционно способные газы вводятся в реактор раздельной инъекцией и смешиваются вблизи поверхности подложки для минимизации объемных реакций, в результате которых образуется порошкообразный материал. Пленки силицида вольфрама готовились из газовой смеси  $SiH_4-WF_6-He$  при температурах 350–450 °C и давлении 7–40 Па. Скорость роста варьировали от 50 до 100 нм/мин, не зависит от температуры подложки, давления и скорости потока  $SiH_4$ . Состав пленки определяется отношением скоростей потоков  $SiH_4-WF_6$ . Они обогащены Si (состоят из смеси  $Si+WSi_2$ ), и становятся поликристаллическими после отжига при 900–1000 °C. Удельное сопротивление составляет 50–60 мкОм см. Поверхностное сопротивление пленки силицида вольфрама, обогащенного Si, толщиной 250 нм, химически осажденной непосредственно на затворный оксид толщиной 65 нм, составляет 1–4 Ом/□, в зависимости от температуры и времени отжига.

С переходом технологии КМОП приборов в субмикронный диапазон минимальных режимов элементов, для повышения быстродействия и

функциональной плотности, возрастает значение последовательного сопротивления структур.

В связи с этим необходимо применять самосовмещенные силицидные контакты, уменьшающие сопротивление затвора,  $n^+$ - и  $p^+$ -областей истока и стока на 1–2 порядка величины. Надо иметь в виду, что формирование таких контактов не является просто дополнительной операцией к отработанной технологии; в этом процессе при образовании силицида поглощается некоторый слой Si, вместе с содержащей в нем легирующей примесью - толщина поглощаемого слоя Si в 1,5 раза больше слоя напыленного, участвующего в реакции Ti. В результате возможно снижение концентрации примеси вблизи поверхности раздела  $TiSi_2/Si$  и, вследствие этого, неприемлемое сопротивление контактного слоя. Одновременно, если слой силицида распространяется до области обеднения вблизи края окисной изоляции, могут возникать утечки перехода.

Исследовано формирование контактов  $TiSi_2/Si$  на  $n^+$ - и  $p^+$ -материале для различных значений толщины слоя Ti на неглубоких областях истока и стока. Эффективное сопротивление контакта между  $n^+$ -областью и слоем силицида определяется двумя эквипотенциальными поверхностями; оно обусловлено конечной величиной удельного сопротивления на поверхности раздела  $TiSi_2/Si$  и в него входит также сопротивление Si под силицидом.

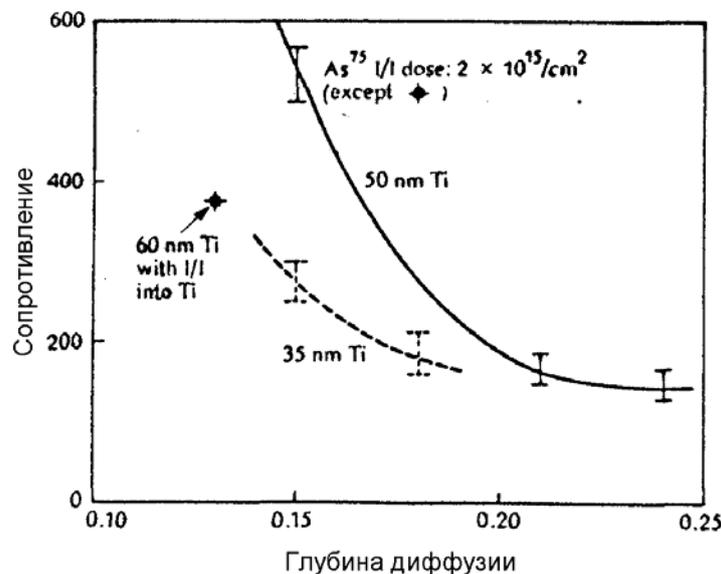


Рис.3

На рис. 3 показана зависимость сопротивления контактов в МОП-структуре от глубины диффузии As в Si для разных толщин слоя Ti; отдельной точкой показан результат измерений для образца с толщиной слоя Ti 60 нм и ионной имплантацией (1/1) As в Ti. Рис. 3 характеризует вклад сопротивления контактов в последовательное сопротивление прибора; обе кривые определены для равных доз имплантации As ( $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ), с после-

дующей диффузией при 900–950 °С в течение 30–60 мин для получения разных глубин перехода. При толщине слоя Ti 50 нм сопротивление слоя TiSi<sub>2</sub> составляет 4 Ом/□ и при глубине перехода более 0,30 мкм достигается низкое сопротивление контакта. Для глубины перехода 0,15 мкм сопротивление контакта существенно выше. Повышение сопротивления контакта с уменьшением глубины областей истока и стока обусловлено относительно большой толщиной поглощаемого в процессе образования TiSi<sub>2</sub> поверхностного слоя Si (т.е. уменьшением конечной толщины этих областей) и может вызывать существенную деградацию ВАХ и динамической проводимости при малом сопротивлении канала (особенно канала субмикронной длины), в случае низкого напряжения на стоке и высокого напряжения на затворе. При толщине слоя Ti 50 нм концентрация As вблизи поверхности раздела TiSi<sub>2</sub>/Si составляет лишь  $3 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Сопротивление контакте можно понизить уменьшением толщины слоя Ti до 35 нм – тогда концентрация As вблизи поверхности раздела будет превышать  $10^{20} \text{ см}^{-3}$ . При глубине диффузии As 0,15 мкм и толщине слоя Ti 35 нм получено сопротивление слоя силицида 6 Ом/□ и сопротивление пары контактов не превышает 300 Ом мкм. Это вполне удовлетворительно, если сравнивать с минимальным сопротивлением канала 2000 Ом мкм в линейной области для МОП-ПТ с длиной *n*-канала 0,5 мкм.

Удельное сопротивление контактов на *n*<sup>+</sup>-слоях примерно в 3 раза ниже, чем на *p*<sup>+</sup>-слоях; это может быть обусловлено различием эффективной массы электрона и дырки, поскольку значение работы выхода для TiSi<sub>2</sub> соответствует одинаковой высоте барьера на слоях Si *n*- и *p*-типа.

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

В производстве МКП для электронно-оптических преобразователей термоводородное восстановление (ТВВ) поверхности стекла проводят в проточной водородной среде. В результате длительной выдержки при высоких температурах в стекле происходят фазовые превращения и образуются наноразмерные кристаллы, которые оказывают влияние на электрические свойства основного стекла. Кроме того, после вытравливания опорных жил на поверхности каналов во многих случаях остаются примеси щелочных и других металлов, содержащихся в опорной жиле, а также остатки травителей, использованных при вытравливании.

Исходя из выше сказанного, с целью уменьшения температуры и времени термоводородного восстановления и предварительной очистки стенок каналов после вытравливания, нами создана экспериментальная установка, показанная на рисунке 1.

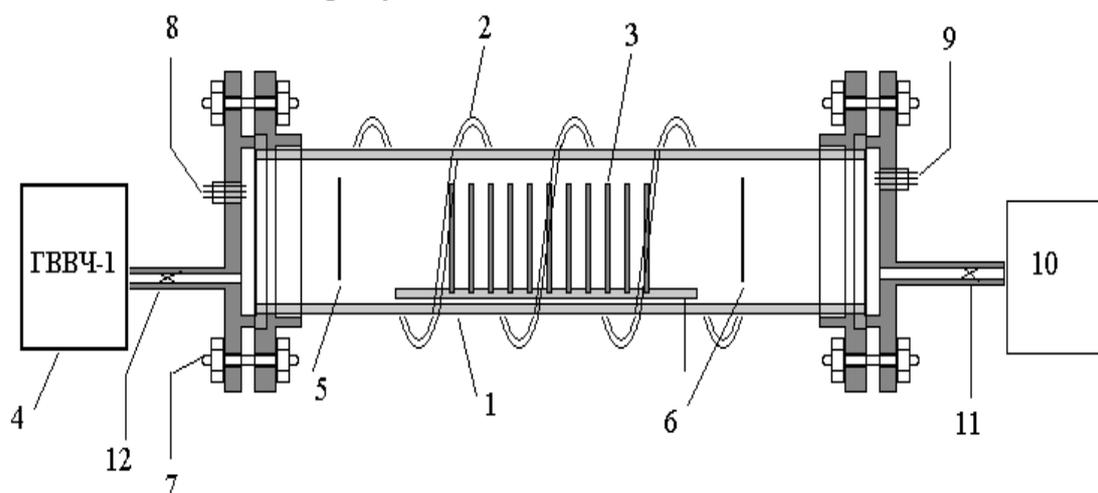


Рис. 1. Установка для плазменной обработки поверхности твердых тел: 1 – кварцевая труба; 2 – индуктор; 3 – образцы; 4 – генератор водорода высокой чистоты; 5, 6 – катоды; 7 – фланцы для герметизации; 8, 9 – токовводы; 10 – система откачки; 11, 12 – клапаны

На первом этапе каналы МКП обрабатываются высокочастотной плазмой с помощью индуктора. На втором этапе отключается индуктор и проводятся откачка воздуха из камеры, выпуск плазмообразующего газа и поджиг плазмы, продувка камеры и изъятие обработанной детали. Установка позволяет при низких температурах и меньших временах провести процесс термоводородного восстановления поверхности канала.

ПРОБЛЕМА РТУТНЫХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ  
ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ И НОВЫХ  
СПОСОБАХ ИХ ДЕМЕРКУРИЗАЦИИ (ОЧИСТКИ ОТ РТУТИ)

С. Т. Шапиев<sup>1</sup>, Р. Т. Успажиев<sup>1</sup>, Н. И. Мокаева<sup>2</sup>, Т.С. Шапиев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Комплексный НИИ Российской Академии наук, Грозный

<sup>2</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Ртуть, ее пары и соединения, согласно Международной классификации особо токсичных химических веществ, относятся к веществам I-ой категории опасности и представляют реальную угрозу. Несмотря на сокращение использования в промышленности, сельском хозяйстве, военном деле и др. сферах жизнедеятельности, ртуть и ее соединения все еще остаются фактором, серьезно угрожающим окружающей среде и, в первую очередь, человеку.

Не всегда оправданное, в предыдущие годы, наращивание промышленного потенциала привело к резкому ухудшению экологической обстановки в городах Российской Федерации. Поэтому для большинства индустриальных городов РФ характерно чрезмерное сосредоточение технологически несовершенных производств различных отраслей промышленности с малоэффективными или плохо функционирующими очистными сооружениями и устаревшими системами контроля.

Исходя из анализа статистики МЧС, санитарных служб, а также из собственного многолетнего опыта проведения исследовательских и демеркуризационных работ, можно констатировать, что среди экологических задач проблема ртутного загрязнения стоит в РФ на одном из первых мест. Особенно это касается крупных мегаполисов, где сосредоточено огромное количество потенциально опасных источников и очагов ртутной интоксикации даже вековой давности.

Так, в 90-х годах, в Подмоскowie, на некоторых предприятиях электронной промышленности были зафиксированы случаи ртутных аварий и проливов, причем уровень концентрации паров в цехах предприятий доходил до 50-70 ПДК (ПДК – предельная концентрация паров ртути, принятая в РФ и равная 0,0003 мг/м<sup>3</sup>).

В других случаях, в 2004–2005–г.г., также в системе электронной промышленности грубо нарушались правила техники безопасности при работе с ртутью, в результате чего персонал ИТР и рабочие цехов, выпускающих электронную аппаратуру, систематически подвергались хроническому ртутному отравлению.

Кроме того, в Санкт-Петербурге, несколько лет назад на одном из крупных предприятий электронной промышленности был случай ртутного поражения, а затем – самостоятельная, неквалифицированная обработка пораженного ртутью помещения лаборатории, где размещалась сложная

электронная аппаратура. В результате такой «демеркуризации» помещение и дорогостоящее оборудование были приведены в полную негодность.

Между тем, достаточно разбить в помещении один ртутный термометр, как ПДК, т.е. санитарная норма, превышает в 15–20 раз, и держится на этом уровне в течение года и более, если не принять экстренных профессиональных мер. При этом не помогает ни проветривание, ни влажные уборки, даже если проводить их по несколько раз ежедневно.

Часто, в подобных случаях, пытаются бороться с Hg и её парами подручными средствами – хлорным железом (случай в Санкт-Петербурге), мыльно-содовым раствором, «марганцовкой», серой и другими абсолютно устаревшими способами. Такая обработка, как показывает практика, даёт лишь кратковременный эффект: образующая при этом на ртутных каплях плёнка («шуба») в течении короткого времени (2–4 недели) распадается, и ртуть начинает вновь испаряться. Кроме того, испарившаяся до обработки ртуть уже успевает оседать (адсорбироваться) на стенах, потолке, на поверхности оборудования и инвентаря. Это особенно опасно на тех объектах, где есть цветные металлы и их соединения (проводка, пайка и т.п.) с которыми ртуть, как известно, легко вступает во взаимодействие даже при комнатной температуре. А на предприятиях электронной промышленности, как известно, изделий и коммуникаций из цветных металлов, более чем достаточно. Так, нам известен ряд случаев, когда ртуть, пролившаяся в хвосте крупных пассажирских самолетов, в считанные минуты обнаруживалась в пилотской кабине, а еще через некоторое время влияла уже на работу электронных приборов лайнера.

Необходимо упомянуть и о другом, массовом источнике ртутных поражений – люминесцентных лампах, в которых содержится ртуть или амальгама, хотя и в меньших количествах, чем в термометрах. Бой люминесцентных ламп также может вызвать у персонала ртутное отравление.

У многих возникают вопросы: как действует ртуть на человека, каковы симптомы отравления, чем это чревато, как лечиться?

По современным представлениям ртуть и, особенно, ртутно-органические соединения относятся к ферментным ядам, которые, попадая в кровь и ткани даже в ничтожных количествах, проявляют там свое отравляющее действие. Токсичность ферментных ядов обусловлена их взаимодействием с тиоловыми сульфгидрильными группами (SH) – клеточных протеинов. В результате такого взаимодействия нарушается активность основных ферментов, для нормального функционирования которых необходимо наличие свободных SH – групп. Пары ртути, попадая в кровь, циркулируют в начале в виде атомной ртути, но затем она подвергается ферментативному окислению и вступает в соединение с молекулами белка, взаимодействуя, прежде всего, с SH - группами. Если концентрация ионов ртути в организме оказывается сравнительно большой, то ртуть вступает также в реакцию с аминными и карбоксильными группами белков ткани.

Это приводит к образованию относительно прочных металлопротеидов, представляющих собою комплексные соединения ртути с белковыми молекулами. Ионы ртути поражают в первую очередь многочисленные ферменты, и, прежде всего, тиоловые энзимы, играющие в живом организме основную роль в обмене веществ, вследствие чего нарушаются многие функции, особенно центральной нервной системы (ЦНС).

Сдвиги в таких жизненно важных органах, как ЦНС, связаны с нарушением тканевого обмена, что в свою очередь приводит к нарушению функционирования многих органов и систем, проявляющемуся в разных клинических формах интоксикации.

Нами, при участии «Антиртутного центра» (г. Нальчик), разработан и запатентован ряд демеркуризирующих средств (способы и химические составы – d-составы), хорошо зарекомендовавшие себя на самых различных объектах, пораженных ртутью, в т.ч. на предприятиях авиационной, оборонной и электронной промышленности, а также в быту. Некоторые из этих средств директивно рекомендованы в последние годы МЧС РФ для применения на всей территории Российской Федерации.

Разработанные демеркуризирующие средства, в отличие от известных, не корродируют, нетоксичны и имеют высокую эффективность – их уже однократное применение позволяет довести концентрацию ртути до нормативных пределов.

В заключение приведем таблицу сравнительного анализа эффективности и коррозионной активности различных демеркуризаторов.

Эффективность удаления ртути различными d-составами

Вид d-состава	Процент демеркуризации	Коррозионное поражение
0,1 % p-p $\text{KMnO}_4$	36	Сильное
20% p-p $\text{FeCl}_3$	78	Очень сильное
10 % p-p $\text{Na}_2\text{S}$	44	Слабое
ЭДТА+ТН	66	Среднее
P-p $\text{KJ}+\text{J}_2$	72	Сильное
№102 (запатентован)	98	Очень слабое
№103 (запатентован)	95	Слабое
№102a (запатентов.)	90	Слабое

С применением названных средств за последние несколько лет в Кабардино-Балкарской Республике и других регионах РФ обследовано и ликвидировано сотни ртутных очагов на самых различных объектах, начиная от частных домовладений и заканчивая крупными заводами и научными лабораториями.

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

Моделирование процессов формирования ионно-легированных слоев сводится к моделированию процессов внедрения ионов в подложку и моделирования процесса «быстрого» отжига ионно-легированных слоев. Моделирование внедрения ускоренных ионов в подложку сводится к моделированию профилей распределения внедренных ионов в подложке. В свою очередь распределение ионов по глубине подложки зависит от торможения ионов. Торможение ионов определяет пробег ионов  $R$ .

В нашей работе предложен алгоритм улучшения заданных параметров формирования ионно-легированных слоев ЛПД-диодов. Решение задачи сводится к минимизации отклонения профилей распределения от заданной концентрации. Для этой цели вводится функционал вида:

$$F(E_i, D_i) = \int_0^1 \left[ C - \sum_{i=1}^k \varphi(x, E_i, D_i) \right]^2 dx, \quad (1)$$

где  $C$  – заданная концентрация;  $\varphi(x, E_i, D_i) = \frac{D_i}{\Delta R_p(E_i) \sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-R_p(E_i))^2}{2\Delta R_p^2(E_i)}}$  – распределение Гаусса.

Необходимо найти  $E_i, D_i, i=1, \dots, k$ , такие, что  $F(E_i, D_i) = \min F(E_i, D_i)$ . Из таблицы зависимости проективного пробега от энергии  $R_p(E)$  было установлено, что данная зависимость в диапазоне от 10 до 100 кэВ можно аппроксимировать выражением:

$$R_p(E) = 29,4E + 81,4 \text{ [нм]}. \quad (2)$$

Также была получена, из таблиц зависимости  $\Delta R_p(E)$ , величина  $\Delta R_p$ . Эта величина находится из выражения:

$$\Delta R_p(E) = 6,1E + 180,7 \text{ [нм]}. \quad (3)$$

Определив  $\Delta R_p$  можно вычислить необходимую дозу по формуле

$$D = C \cdot \sqrt{2\pi} \Delta R_p, \quad (4)$$

где  $C_{\max}$  – концентрация в максимуме профиля.

Таким образом, у нас имеется некоторый набор  $(E_i, D_i)$ . Нужно теперь их улучшить путем минимизации функционала (1). Минимизация функционала (1) производится по методу локальных вариаций.

## Алгоритм метода локальных вариаций для минимизации функционала в случае одной независимой переменной

Требуется определить на отрезке  $[a, b]$  вектор-функцию  $u = (u^1(x), \dots, u^n(x))$ , которая удовлетворяет ограничениям:

$$(x, u) \in U \quad (1)$$

$$(x, u, u_x) \in G, a \leq x \leq b \quad (2)$$

$$(Y_1, Y_2, \dots, Y_s) \in E \quad (3)$$

$$Y_i = \int_a^b f_i(x, u, u_x) dx, (i = 1, 2, \dots, s) \quad (4)$$

и доставляет минимум функционалу

$$Y = F(Y_1, Y_2, \dots, Y_s), \quad (5)$$

$U$  – заданное множество в  $(n+1)$ -мерном пространстве  $x, u$ ;

$G$  – заданное множество в  $(2n+1)$ -мерном пространстве  $x, u, u_x$ ;

$E$  – заданное множество в  $s$ -мерном пространстве;

$F, f_i$  – заданные функции;

$u_x$  – векторная производная  $du/dx$ .

Если решается задача о нахождении минимума обычного интегрального функционала, то можно считать, что минимальный функционал равен  $Y = F(Y_1, Y_2, \dots, Y_s) \equiv Y_1$ . Предполагается, что (1)–(5) имеет решение.

Разобьем отрезок  $[a, b]$  на  $N$  равных частей точками  $x_k = a + k \cdot \Delta x$ .

$$\Delta x = \frac{b - a}{N}.$$

$$u_k = u(x_k), u_{kj} = u_j(x_k),$$

$$I_{ik} = \Delta x \cdot f \left( x_k + \frac{\Delta x}{2}, \frac{u_k + u_{k+1}}{2}, \frac{u_{k+1} - u_k}{\Delta x} \right), \quad (6)$$

$$i = 1, 2, \dots, s, k = 0, 1, \dots, N-1, j = 1, 2, \dots, n$$

Здесь:  $I_{ik}$  – приближенное значение интеграла  $Y_i$  по отрезкам  $[x_{k-1}, x_k]$ . Функционалы (4) представимы в виде:

$$Y_i \approx I_i = \sum_{k=0}^{N-1} I_{ik}, i = 1, 2, \dots, s. \quad (7)$$

Условия (1), (2) приближенно заменим ограничениями

$$(x_k, u_k) \in U, k = 0, 1, \dots, N \quad (8)$$

$$\left( x_k + \frac{\Delta x}{2}, \frac{u_k + u_{k+1}}{2}, \frac{u_{k+1} - u_k}{\Delta x} \right) \in G \quad (9)$$

Т.о. приходим к задаче об отыскании значения  $u_k$ , удовлетворяющих условию (8), (9), (3) и доставляющих минимум функционалу (5).

### Алгоритм решения задачи (3), (5)–(9)

Сначала в таблице из  $(N+1)n$  чисел  $u_{ki}$ , где  $j=1, 2, \dots, n$ ;  $k=0, 1, \dots, N-1$ , которые хранятся в памяти ЭВМ, помещается начальное приближение для  $u_{kj}$ . Далее просматриваем приближения. Цель просмотра – проверка ограничений и подсчет функционала для начального приближения. Если же условие (3) выполняется, то по формуле (5) подсчитывается функционал  $Y$  от начального приближения и начинается процесс варьирования.

Варьирование производится последовательно для каждого из компонентов вектора  $u$ : сначала для первого, затем для второго и т.д. Для каждого из компонентов задается шаг варьирования  $l_j > 0$ . При варьировании  $j$ -го компонента значения всех остальных компонентов вектора и остаются фиксированными. Варьирование  $j$ -го компонента производится во всех точках  $x_k$ , где  $k_{1j} < k < k_{2j}$ .

Значения получаются при варьировании  $j$ -го компонента в предыдущий раз;  $k_{1j}$  – это номер первой точки, в которой в предыдущий раз произошло изменение значений компонента  $u_j$ ,  $k_{2j}$  – это номер точки стоящий перед первой точкой, в которой локальные вариации в предыдущий раз привели к изменению значения  $u_j$ . Если варьирование по данному компоненту происходит впервые, то  $k_{1j}=0$ ,  $k_{2j}=N$ .

Если окажется, что на участке от  $k_{1j}$  до  $k_{2j}$  компонент  $u_j$  не изменяется, то в процессе дальнейшего варьирования данная координата пропускается. Если для каждого  $j$  на участках от  $k_{1j}$  до  $k_{2j}$  не оказалось проварьированных точек, то всем  $k_{1j}$  присваивается значение 0, а  $k_{2j}$  – значение  $N$ , и процесс варьирования повторяется заново.

Процесс варьирования компонента  $u_j$  в точке  $x_k$  (т.е. значение  $u_{kj}$ ) заключается в следующем: значение  $u_{kj}$  заменяется на  $u_{kj}+h$ , после чего проверяется ограничения (8), (9). Если они удовлетворены, то по формуле (6) для каждого  $i$  вычисляется  $I_{i,k-1}$ ,  $I_{i,k}$ . По формуле (7) пересчитывается  $Y_i=I_i$  и проверяется (3). После чего вычисляется новое значение функционала согласно (5).

Пусть при замене  $u_{kj}$  на  $u_{kj}+h_j$ :

- а) не нарушаются ограничения (8) в точке  $x_k$ ;
- б) не нарушаются ограничения (9) в интервале  $[x_{k-1}, x_k]$ ,  $[x_k, x_{k+1}]$  (для граничных точек  $X_0, x_N$  ограничение (9) проверяется лишь в одном из этих интервалов);
- в) выполняется ограничение (3);
- г) уменьшается значение функционала  $Y$  из (5).

Тогда в таблице, где хранится решение вместо  $u_{kj}$  записывается  $u_{kj}+h_j$ . После этого переходим к варьированию значения  $u_{k+1,j}$ . Если хотя бы одно из условий не выполняется, то аналогично проверяется значение  $u_{kj}-h_j$ . Когда и здесь хотя бы одно условие выполняется, то в таблице сохраняется старое значение  $u_{kj}$ .

Процесс варьирования заканчивается, когда для каждого  $j=1, 2, \dots, n$  при  $k_{ij}=0, k_{2j}=N$  общее число проварьированных точек по всем координатам меньше или равно какому-нибудь наперед заданному числу, которое может быть и 0 (в частности к этому моменту в таблице  $u_{kj}$  будет храниться новое приближение, удовлетворяющее ограничениям (3), (5)–(9). Функционал  $Y$  этого приближения не больше, чем функционал начального приближения. Затем шаги варьирования  $h_j$  уменьшаются, например половинным делением, и процесс варьирования продолжается. Решение можно закончить когда  $\Delta x, h_j$  достаточно малы т.е.  $[\max(h_1, h_2, \dots, h_n) \leq \Delta x^p]$ . Дальнейшее их уменьшение не приводит к уменьшению функционала.

### Алгоритм улучшения заданных параметров $E_i$ и $D_i$

Используя данный метод локальных вариации минимизируем функционал (1). Сначала вычисляется значение интеграла (1) для данных  $E_i$  и  $D_i$  и начинается процесс варьирования. Варьирование производится последовательно, для каждой компоненты вектора  $E$ : сначала для первого, затем для второго и т. д. Для этого задается шаг варьирования  $h>0$  ( $i=1, 2, \dots, k$ ). При варьировании  $i$ -ой компоненты вектора  $E$  остальные компоненты остаются фиксированными.

Процесс варьирования происходит следующим образом.

1. Сначала к  $E_i \pm h$  и для каждого  $E_i+h$  и для  $E_i-h$  вычисляют отклонение суммы профилей распределения от заданной концентрации  $C$ , т.е. (1). Этот процесс будет продолжаться до тех пор пока (1) будет уменьшаться. И остановится тогда, когда (1) не будет меняться, при заданном  $h>0$ . При этом значению  $E_i$  будет присваиваться или  $E_i+h$  или  $E_i-h$ , в зависимости от того которое из них наиболее уменьшает (1),  $i=1, 2, \dots, k$ .

2. Затем заданный шаг  $h$  уменьшают так, что  $h=h/2$ , и повторяется тот же процесс что был описан в 1.

3. Процесс варьирования  $E_i$  и  $h$  ( $i=1, 2, \dots, k$ ) будет продолжаться до тех пор пока (1) не будет меняться т.е. отклонение суммы профилей распределения от заданной концентрации  $C$  будет минимальна для заданных  $E_i$  ( $i=1, 2, \dots, k$ ).

Таким же образом повторяется процесс варьирования для  $D_i$  ( $i=1, 2, \dots, k$ ). Т.о. мы получили набор улучшенных значений параметров  $(E_i, D_j)$ ,  $i=1, 2, \dots, k$ .

Подсчет интеграла в функционале (1) производился по методу трапеции. Метод трапеции является одним из способов приближенного вычисления определенных интегралов

$$I = \int_a^b f(x) dx$$

и основан на замене интеграла конечной суммой

$$I_n = \sum_{k=0}^n C_k f(x),$$

где  $C_k$  – числовой коэффициент и  $x_k$  – точки отрезка  $[a, b]$   $k=1, 2, \dots, n$ .

Введем на  $[a, b]$  сетку с шагом  $h$ , т.е. множество точек

$$w_h = \{x_i = a + ih, i = 0, 1, \dots, N, h, N = b-a\}$$

и представим интеграл в виде:

$$\int_a^b f(x)dx = \sum_{i=1}^N \left( \int_{x_{i-1}}^{x_i} f(x)dx \right).$$

Формула трапеции:

$$\int_a^b f(x)dx \approx \sum_{i=1}^N \frac{f(x_i) + f(x_{i-1})}{2} h,$$

$$I = 0, 1, 2, \dots, N, h = (b-a)/N.$$

### Численный эксперимент

С использованием разработанной программы, был проведен вычислительный эксперимент. Исходные данные для программы были следующие: толщина перехода  $H=0,3$  мкм, необходимый уровень легирования  $C_{\max}=10^{17}$  см<sup>-3</sup>. Оптимальные дозы и энергии, найденные в ходе вычислительного эксперимента, приведены в таблице.

Таблица. Оптимальные значения энергии и дозы многократной ионной имплантации

Энергия легирования E, кэВ	Доза легирования D, см <sup>-2</sup>
100	$1,075 \cdot 10^{12}$
75	$8,025 \cdot 10^{11}$
55	$5,885 \cdot 10^{11}$
40	$4,280 \cdot 10^{11}$
30	$3,210 \cdot 10^{11}$
20	$2,140 \cdot 10^{11}$
15	$1,605 \cdot 10^{11}$

На рис. изображен полученный профиль распределения формирования ионно-легированных слоев кристаллов ЛПД. Величина параметра  $n$ , определяющего степень перекрытия гауссианов, в данном случае равнялась 1,9. Погрешность определения координат точек пересечения гауссианов  $\epsilon_{ps}=0,05$  мкм.

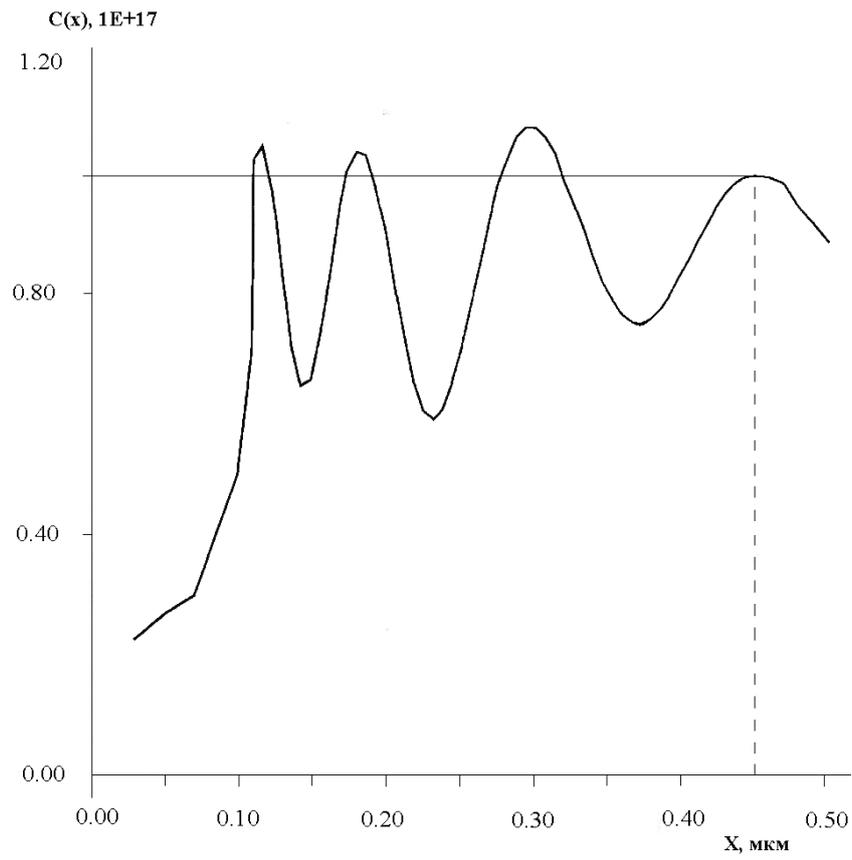


Рис. Профиль распределения формирования ионно-легированных слоев кристаллов ЛПД

## *Создание приборов современной микро- и нанoeлектроники*

УДК 621.383.8

### ЦЕЛЕВАЯ РЕСПУБЛИКАНСКАЯ ПРОГРАММА «СТАРТ» РАЗВИТИЯ ВЫСОКИХ ФОТОЭЛЕКТРОННЫХ НАНО- МИКРОТЕХНОЛОГИЙ И ИЗДЕЛИЙ

С.К. Кулов, Т.Х. Дауров

Владикавказский технологический центр «Баспик»  
завод «Гран», г.Владикавказ, РСО-Алания, Россия

Целевая инновационная республиканская программа «Старт» утверждена в январе 2009 г. и направлена на реализацию *замысла* воссоздания на принципиально новых началах электронного комплекса РСО-Алания, что будет способствовать структурной перестройке экономики республики на основе инновационной модели.

*Цель* программы «Старт» - осуществление прорыва в области высоких («хай тек») фотоэлектронных нано-микротехнологий и продукций пятого и шестого технологических укладов.

*Проектная продукция:* элементы, изделия и конечная продукция в области оптико-электронных средств, предназначенных для регистрации пространственно-организованных потоков заряженных частиц и излучений - микроканальные, волоконно-оптические, металловолоконные элементы, сборки, позиционно-чувствительные детекторы, каналные электронные умножители, электронно-оптические преобразователи, приборы ночного видения и другая оптико-электронная аппаратура.

*Технический уровень продукции* – выше современного мирового уровня. Технология относится к критическим технологиям федерального значения.

*Инструментом* реализации программы «Старт» является проект «Технопарк», в рамках создается территориально обособленная сетевая структура взаимосвязанных малых и средних инновационных предприятий типа «технологический парк», осуществляющих коммерциализацию научных идей и опирающихся на развитую инновационную инфраструктуру по комплексному обслуживанию основной деятельности по всему жизненному циклу «исследования-производство-реализация».

*Основные показатели и индикаторы* программы «Старт»:

Сроки осуществления: 2009-2015 гг., 1 очередь – 2009-2011 гг., 2 очередь – 2012-2015 гг.

Объем производства (2015г.): 2,8-3,0 млрд.руб.,

Число новых рабочих мест: 1500,

Средняя зарплата (2015 г.): 35,0 тыс.руб.,

Число освоенных новых изделий: 40-45,

Число освоенных новых технологий: 12-15

*Основные исполнители* программы «Старт» и проекта «Технопарк» - Владикавказский технологический центр «Баспик» (головной разработчик, управляющая компания), завод «Гран» (производство, обслуживание). По мере развития программы к ней будут подключаться другие электронные предприятия республики, другие учреждения, предприятия и организации.

*Ресурсы для осуществления программы «Старт».* Научные, технологические, маркетинговые, организационные – имеются в достаточной степени, и обеспечение ими не представляет проблемы.

Обеспечение кадровыми ресурсами потребует определенной перестройки системы подготовки специалистов и рабочих соответствующими организациями республики – СКГМИ, СОГУ, профтехучилищ.

*Необходимые финансовые ресурсы* оцениваются величиной около 2-2,5 млрд.руб. Основные источники: средства от участия в федеральных целевых программах, от основной деятельности исполнителей программы, от внешнеэкономической деятельности и продажи лицензий, банковские кредиты, участие в международных научно-технических программах.

*Ожидаемые научные, технологические, коммерческие, социально-экономические и политические результаты:*

- решение важной политической задачи обеспечения Российской Федерации необходимыми изделиями двойного применения,
- создание приоритетного передового научно-технологического направления нано-микроэлектроники мирового уровня качества,
- развитие высокорентабельной конкурентоспособной деятельности на мировых рынках,
- стимулирование системы образования и культуры республики, развитие научно-инновационной деятельности в республике,
- создание новых рабочих мест и трудоустройство талантливой молодежи, формирование прослойки «среднего» класса высокооплачиваемых высококвалифицированных специалистов и рабочих,
- создание реальных условий для формирования инновационного лица экономики республики,

содействие выполнению поставленных руководством задач формирования инновационной экономики Российской Федерации.

ВЛИЯНИЕ ФАКТОРОВ КОНСТРУКЦИИ  
МЕЛКОСТРУКТУРНЫХ МКП И УСЛОВИЙ ПРИМЕНЕНИЯ  
В ЭОП НА РАЗРЕШАЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ

С.К. Кулов, Ю.Л. Пергаменцев, Д.В. Бестфатер

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

Применение мелкоструктурных микроканальных пластин (МКП) с диаметром канала 5–6 мкм предоставляет возможность существенно повысить разрешение ЭОП 2<sup>+</sup>, 3 поколения и приборов ночного видения (ПНВ) на их основе. ВТЦ «Баспик» разработал и освоил в производстве МКП с диаметром канала 5–10 мкм с монолитным обрамлением и параметрами (включая предельное разрешение) на уровне зарубежных аналогов. Оптимизация конструкции и технологии изготовления МКП позволила достичь геометрического предела разрешения, определяемого параметрами микроструктуры. Выпускаемые и разрабатываемые мелкоструктурные МКП «Баспик» имеют следующие значения предела разрешения: 6-микронные 75-80 пл/мм, 5-микронные 85-90 пл/мм и 4-микронные более 100 пл/мм.

Однако опыт использования мелкоструктурных МКП в приборах применения свидетельствует о том, что разрешение ЭОП гораздо ниже разрешения применяемой МКП, и чем меньше диаметр канала МКП, тем это различие существеннее. Разрешение ЭОП с прямым переносом изображения – это многофакторный параметр, зависящий не только от разрешения МКП, но и от конструктивных особенностей ЭОП, режимов его работы. Поэтому применение мелкоструктурных МКП для получения высокого разрешения ЭОП является необходимым, но не достаточным условием.

В ВТЦ «Баспик» проведен системный факторологический анализ пространственного разрешения, позволивший определить оптимальные параметры конструкции, технологии изготовления МКП и условий их измерения и применения в ЭОП.

При использовании мелкоструктурных МКП разрешающая способность ЭОП может в значительной степени ограничиваться разрешением выходной бипланарной электронно-оптической системой (БЭОС) МКП-экран. Расчеты и эксперименты показывают, что разрешение ЭОП существеннейшим образом зависит от расстояния МКП-экран. При расстоянии МКП-экран 0,5мм и напряжении на промежутке 6,5кВ нивелируется ряд негативно влияющих на разрешение факторов. Именно в таких условиях необходимо использовать мелкоструктурные МКП в ЭОП.

Для реализации разрешения МКП в ЭОП необходимо также минимизировать влияние шумов, что возможно лишь при использовании высокоэффективных фотокатодов, уменьшить эффекты токового насыщения.

Необходимо отказаться от ионно-барьерной пленки при условии минимизации газосодержания и газовой выделения МКП.

ВЛИЯНИЕ ФОТОЭЛЕКТРОННОЙ ОБРАБОТКИ МКП  
НА РЕЗИСТИВНО-ЭМИССИОННЫЙ СЛОЙ КАНАЛОВ

В.И. Савенко

Владикавказский технологический центр «Баспик», г.Владикавказ, Россия

Прообраз резистивно-эмиссионного слоя (РЭС) образуется на стадии вытравливания жилы заготовок МКП и модифицируется на всех последующих стадиях технологического процесса. При атмосферной влажности выше 20 % на торцах заготовок наблюдаются субмикронные частицы щелочных соединений. Подобные субмикронные и меньшие по размеру образования внутри каналов пагубно влияют на тончайший эмиссионный слой, который в том числе выполняет немаловажную защитную функцию системы от агрессивной окружающей среды.

Состояние поверхности нескольких атомных слоев вглубь эмиссионного слоя существенным образом определяет все характеристики вторичной электронной эмиссии в каналах МКП, поэтому в технологии изготовления МКП применяется ряд технологических мер, приводящих к модификации поверхности и оптимизации вторично-эмиссионных свойств каналов, в частности электронная и фотоэлектронная обработки.

Для очистки поверхности каналов необходимо пропустить через них суммарный заряд порядка  $0,05 \text{ Кл/см}^2$ , после чего усиление МКП относительно стабилизируется на сроке службы. Однако при этом рабочее напряжение с начального уровня  $\sim 750\text{В}$  повышается до  $800\text{-}900\text{В}$ .

Фотонная обработка с использованием ультрафиолетового излучения с длиной волны  $253,7\text{нм}$ , соответствующая энергии фотонов  $5,3 \text{ эВ}$  приводит к меньшим изменениям параметров по сравнению с электронной. При фотонном облучении входа каналов МКП генерируются электроны, и при подключении МКП к источнику питания, производится комбинированная фотоэлектронная обработка РЭС каналов МКП. Фотоэлектронная обработка по воздействию на параметры качественно аналогична электронной обработке. Особенности поведения МКП под действием фотоэлектронной тренировки связаны с их технологической предысторией.

Фотонная, фотоэлектронная, электронная обработки, тренировка МКП темновым током, ионная обработка торцов МКП в газовом разряде, электролитическая очистка каналов МКП на атмосфере – информативные методы оценки уровня загрязненности стенок каналов щелочными пленками. При сочетании с термической, термохимической и химической обработкой перечисленные технологические методы позволяют получать высокоэффективные и стабильные эмиссионные нанопленки на поверхности каналов МКП.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ  
ПОГРАНИЧНОЙ МИКРОПОРИСТОСТИ МКП  
Д.Г. Самканашвили, З.Х. Епхиев, А.К. Уртаев

Владикавказский технологический центр «Баспик», г. Владикавказ, Россия

Типовая конструкция микроканальной пластины (МКП) состоит из микроканальной вставки (МКВ) и монолитного обрамления (МО). МКВ в виде неправильного симметричного двенадцатиугольника формируется из спеченных по границам шестиугольных многожильных стеклянных стержней (МЖС). Установлено, что по границам спекания МЖС могут иметь место субмикронные каналы неспекания, формирующие микропористость по границам спекания. Наличие подобных структурных дефектов может весьма отрицательно сказаться на характеристиках МКП. Предметом настоящей работы является исследование факторов микропористости, которые могут быть связаны с технологическим процессом спекания МЖС в блок.

Блок МЖС собирается из 500 - 2000 отрезков МЖС длиной 45-60 мм и размером сечения по двойной апофеме 500 - 800 мкм, в сечении имеет форму неправильного симметричного двенадцатиугольника с рифлеными сторонами типа «зубец-зубец» и «выступ-впадина». Собранный блок после контроля помещается в колбу из стекла обрамления с доньшком. Система колба-блок укрепляется в печи спекания, далее спекается в монолит в заданном термо-баро-временном режиме при температурах около 600°C и приложением внешнего давления до 10 атм. При этом выделяющиеся газы откачиваются из системы через горловину штока, на котором укреплен колба с блоком. Допускается спекание одного блока в колбе и также двух блоков в колбе удвоенной длины.

В настоящей работе исследовалось влияние факторов: а) положение блока в колбе (верхний, нижний), б) положение пластины в блоке (нумерация со стороны штока). Были выбраны два блока МКПО 18-8. Микропористость по границам исследовалась ранее разработанным нами методом путем просмотра границ спекания на не вытравленных (НВЗ) заготовках МКП в проходящем свете при увеличениях порядка  $100^x$ . Детально структура микропористости исследовалась при увеличениях  $1000^x$  в оптическом микроскопе Leica. При небольших увеличениях в проходящем свете микропористость проявляется как свечение соответствующей границы спекания МЖС (рисунок 1). Микропоры по границам имеют приблизительно вид круглых капилляров диаметром 0,1–1 мкм на всю толщину пластины (рисунок 2). Они возникают, как правило, при неблагоприятной позиции каналов, когда пограничные каналы образуют квадратную решетку вместо гексагональной.

В процессе работы было установлено, что число и характер дефектных по микропористости границ МКП не зависит от фактора блока: несмотря на то, что нижний и верхний блок должны иметь достаточно существенные отличия по условиям откачки выделяющихся при спекании газов, характер пограничной микропористости для них не имеет существенных отличий. Гораздо большее значение, как указывалось, имеет характер укладки каналов по границам: при гексагональной укладке, приближающейся к идеальной, микропористость, как правило, отсутствует.

Известно, что по границам спекания МЖС имеет место так называемый «эффект канавок», т.е. усадка, величина которой составляет 0,03-0,1 мкм. В данном случае исследования показали, что величина усадки составляла около 0,08 мкм и была одинаковой для верхнего и нижнего блока, а также для всех пластин из блоков.

Сравнение пластин из указанных блоков по электрическим и электронно-оптическим параметрам показало, что они весьма близки: порог «сетки» составлял  $(3-3,3) \cdot 10^{-10}$  А, сопротивление  $(1,05-1,15) \cdot 10^8$  Ом, рабочее напряжение 830 - 840 В. Несколько более однородно ведут себя параметры из верхнего блока. Эти результаты свидетельствуют не только о высокой степени точности при проведении операций «спекание», а также предшествующих и последующих операций в технологии МКП. Они свидетельствуют также об отсутствии влияния фактора «положение блока в колбе» на характеристики МКП. Это позволяет обоснованно рекомендовать использовать спекание по два блока в колбе в серийном промышленном производстве, что в два раза повышает производительность труда.

Поскольку эффект микропористости существенно зависит от характера укладки каналов по границам, то особое внимание следует обратить на процесс сборки микроканального блока, добиваясь более близкой к идеальной структуре и отсутствия ее сбоев при обвязке собранного блока.

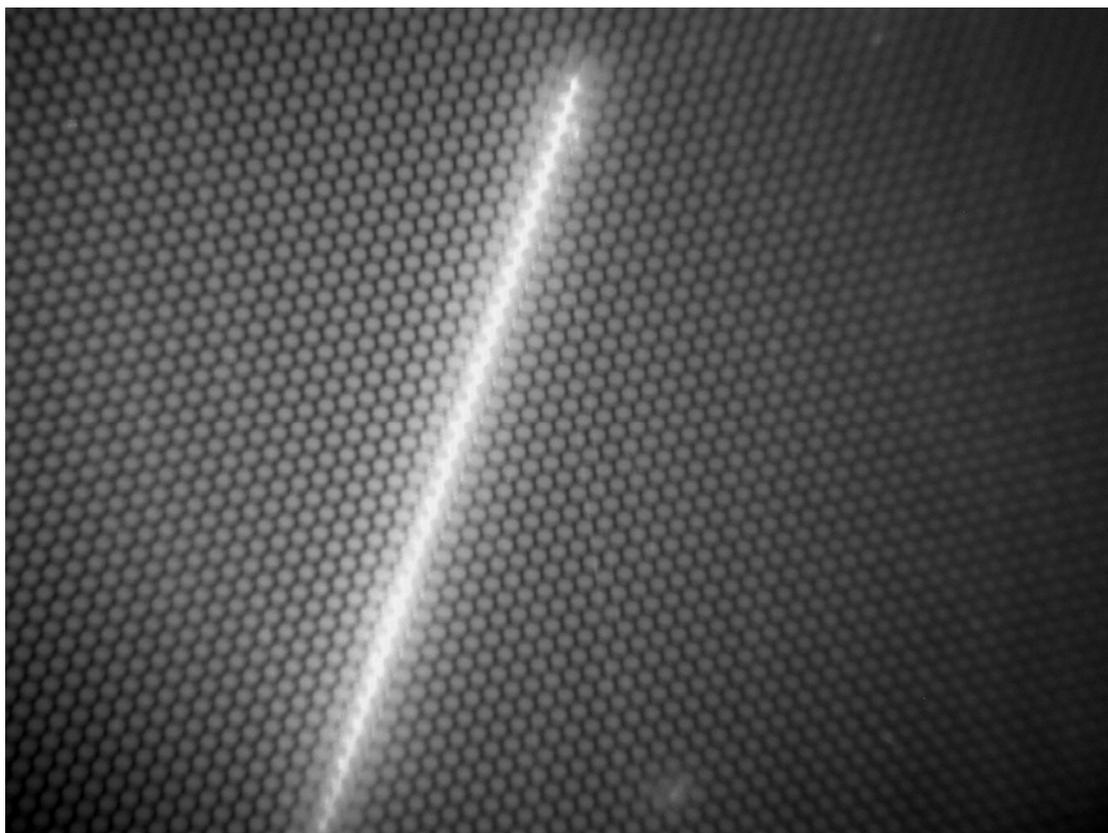


Рис. 1 Характерный вид дефектных по микропористости границ спекания МЖС при оптическом контроле «на просвет».

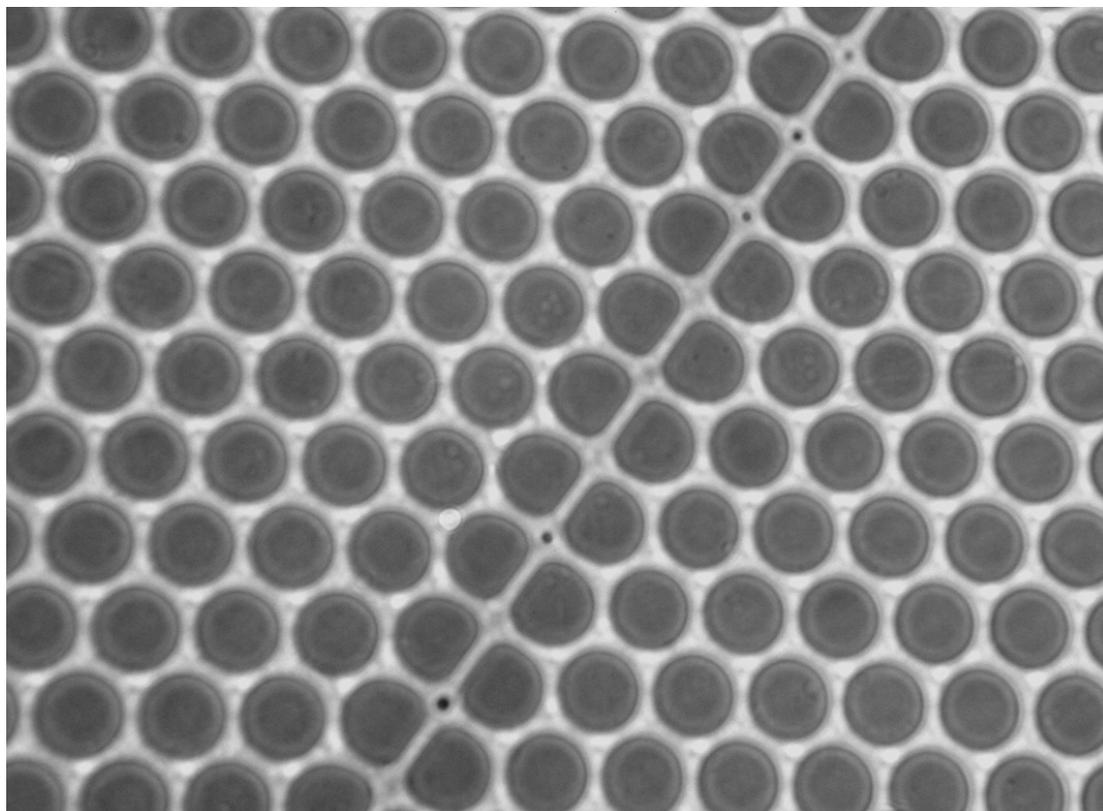


Рис. 2 Микропоры по границам спекания МЖС.

СИСТЕМНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ  
МЕТОДОВ В МЕНЕДЖМЕНТЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ  
ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Т. Д. Алкацева, В. А. Кулов, С. К. Кулов, Е. Н. Макаров

Владикавказский технологический центр «Баспик», Владикавказ

Статистические методы – базисный инструментарий управления любой стохастической системой. Производственно-технологическая система (ПТС) есть большая, сложная, частично стохастическая, динамичная, целенаправленная, управляемая система, предназначенная для производства заданной продукции. Интегральной характеристикой ПТС, соответствующей этой генеральной целевой функции, является производительность, учитывающая в едином комплексе результативность, эффективность и качество работы системы. Управление ПТС должно быть настроено на максимум производительности, как в тактическом, так и в стратегическом аспектах.

Управление ПТС, рассматриваемое в общем виде, сводится к сбору, учету, анализу и оценке информации о показателях производительности системы и ее отдельных подсистем, выработке и реализации решений по оперативному регулированию показателей и стратегических инженеринговых решений по параметрической и структурной оптимизации системы. При этом вся контрольная и отчетная информация является статистической. Все подходы и методы ее обработки являются статистическими. Можно сказать, что ПТС говорит на «статистическом языке». Но тогда и управляющие системой люди также должны говорить на статистическом языке и обладать статистическим мышлением.

Основы статистического мышления при управлении производственными системами были, как известно, заложены еще Шухартом, а затем и Демингом в 30–50 гг. XX века. Принципиальным является утверждение о неизбежности вариаций всех параметров и показателей частично стохастической производственно-технологической системы. Задача состоит в том, чтобы, во-первых, отслеживать вариации, во-вторых, оценивать их, в-третьих, принимать решение о вмешательстве (или о не вмешательстве) в техпроцесс, в-четвертых, иметь отработанные алгоритмы проведения корректирующих действий, что невозможно без длительного наблюдения и экспериментирования с системой. «Нормальная» ситуация по любому из параметров производственно-технологической системы  $x$ , к которой следует стремиться, характеризуется следующим:

- распределение плотности вероятности  $f(x)$  подчиняется нормальному (гаусовому) распределению, что свидетельствует об отсутствии доминирующих причинных факторов - нормальность производства;

- среднее  $x_c$  соответствует номинальному – настроенность производства;
- среднее квадратическое отклонение  $\sigma(x)$  и коэффициент вариации  $\delta(x) = \sigma(x)/x_c$  достаточно малы – точное производство;
- характеристика  $f(x)$  и статистики  $x_c$ ,  $\sigma(x)$ ,  $\delta(x)$  стабильны во времени – стабильное производство.

Если производство не нормальное, если доминируют один или несколько существенных факторов вариации, то главной задачей является поиск и устранение соответствующих «особых» (по терминологии Шухарта-Деминга) причин вариаций. Для этого персоналу нижнего уровня управления производственно-технологической системой (мастеру, технологу) достаточно выработки и реализации ограниченного числа действий. Если ставится задача снижения интенсивности вариаций в «нормальном» производстве, то такая задача не может быть решена каким-либо одним радикальным действием. Это системная задача, и решать ее должно высшее руководство системы на основе методологии и инструментариев системного анализа.

Эффективность статконтроля, статрегулирования и статанализа ПТС зависит от степени компетентности персонала в статметодах и от организации системного применения статметодов, результативности алгоритмов анализа несоответствий и корректирующих действий. Последнее, в конечном итоге, самое важное для системы менеджмента качества. С этой целью производство, должно быть под научным «колпаком», и системно быть объектом целенаправленных и системно организованных научных исследований. Это безусловно необходимо для повышения результативности, эффективности и качества высокотехнологичного производства, например производственно-технологической системы МКП.

ТРЕХМЕРНЫЕ ДАТЧИКИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА  
ОСНОВЕ МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫХ СТРУКТУР С  
НАНОРАЗМЕРНЫМИ ТОЛЩИНАМИ ПЛЕНОК

В. В. Амеличев, Р. О. Гаврилов, И. А. Гамарц, С. И. Касаткин\*,  
П. П. Мальцев, А. А. Резнёв, А. Н. Сауров, В. С. Суханов

ФГУ «Научно-производственный комплекс «Технологический центр»  
Московского государственного института электронной техники», Москва  
\*Институт проблем управления РАН им. Трапезникова

В последние годы актуальность применения магниторезистивного эффекта в приборах различного назначения постоянно возрастает. И связано это в первую очередь с широкими возможностями, которые предоставляют тонкопленочные магниторезистивные структуры (ТМРС), являющиеся основным конструктивным материалом для создания высокочувствительных датчиков, матричных преобразователей распределенного слабого магнитного поля, сенсорных устройств и магнитополупроводниковых интегральных схем.

Расчет стационарного магнитного поля ферромагнитного объекта может быть выполнен на основе решения уравнений для эквивалентной системы токовых проводников. Это дает возможность идентификации ферромагнитного объекта, обладающего остаточным магнитным полем, а также его расположение в пространстве по этому полю [1].

Разработано программное обеспечение, позволяющее вводить магнитометрические данные с матрицы трехмерного датчика магнитного поля (ТДМП). В качестве ТДМП могут использоваться конструкции на основе трех одноосных магниторезистивных преобразователей, смонтированных на три грани куба, с ортогональным направлением осей чувствительности вдоль этих граней [2] (рисунок 1). Магнитометрическая информация через последовательный и параллельный порты поступает в ЭВМ, данные сохраняются в памяти с возможностью их последующего просмотра. После математической обработки сохраненных данных можно визуализировать объект в реальном времени, а также распознавать его по сравнению с элементами в базе данных.

Подсистема моделирования позволяет наблюдать поля, порождаемые искусственными объектами в плоскости, наблюдать за работой выбранных датчиков. Окна статистической обработки позволяют наблюдать параметры датчиков, как в скользящем окне, так и за все время измерения. Это позволяет проводить оценку шума в сигнале, а также проводить настройку датчика и калибровку каналов.

В качестве ячеек трехмерного датчика магнитного поля могут применяться только преобразователи магнитного поля с нечетной передаточной характеристикой [3].

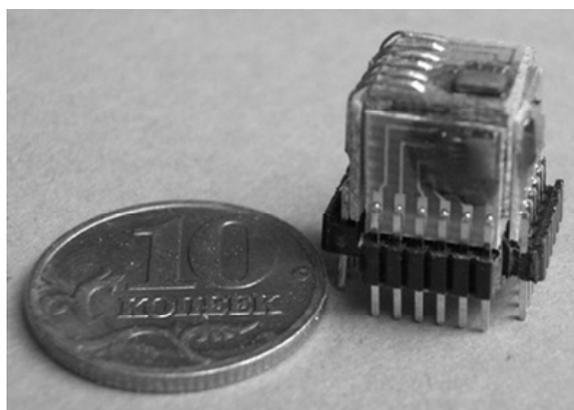


Рис. 1. Трехкоординатный магниторезистивный датчик

Основу анизотропных магниторезистивных преобразователей составляют тонкопленочные резисторы на основе сплавов пермаллоя и Fe, Ni, Co (рис. 2). Количественное содержание Co в пленке магниторезистивной структуры влияет как на диапазон измерения магнитной индукции и чувствительность преобразователя, так и на магнитострикционный эффект [4]. В НИК «Технологический центр» МИЭТ разработаны конструкции магниторезистивных преобразователей с нечетной передаточной характеристикой на основе тонких пленок (толщина  $10\div 15$  нм) из сплава FeNiCo. Конструктивными особенностями разработанных магниторезистивных преобразователей являются в одном варианте - наклонные полоски резисторов (на углы  $\pm 45^\circ$  относительно ОЛН), в другом – проводник управления над каждой полоской магниторезистора, в третьем – полюсы Барбера. Диапазон магниточувствительности разработанных конструкций составляет  $0,3\div 0,9$  мВ/В·Э, в зависимости от варианта исполнения и количества магнитных слоев в тонкопленочной магниторезистивной структуре (ТМРС). Необходимым условием работоспособности конструкций магниторезистивных преобразователей с наклонными полосками резисторов и полюсами Барбера является обязательная подача кратковременных ( $< 5$  мс) импульсов тока до 1 А в планарную катушку подмагничивания «set/reset», а в конструкции с проводником управления необходимо задавать ток подмагничивания ( $70\div 100$  мА). Управлять величиной начального разбаланса можно путем задания тока в другую планарную катушку «Offset».

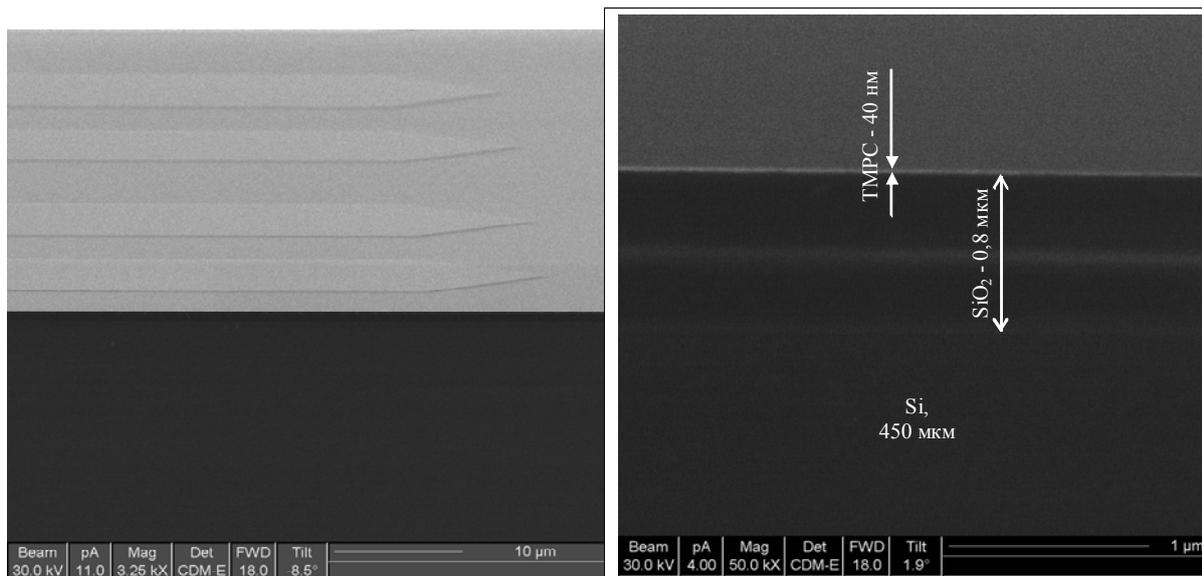


Рис. 2. Фотоснимки фрагмента массива магниторезисторов и скола кристалла, сделанного вдоль магниторезистора на основе ТМРС

Температурный коэффициент изменения чувствительности конструкции магниторезистивного преобразователя с наклонными полосками резисторов для тонкопленочной магниторезистивной структуры на основе  $\text{FeNiCo}_{20}$  составляет  $-0,34...-0,42 \text{ \%}/^\circ\text{C}$  в температурном диапазоне  $-40...+140 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Таким образом, разработанные конструктивно-технологические методы построения ТДМП и разработанное программное обеспечение позволяет с помощью магнитометрических данных двумерной матрицы ТДМП визуализировать объект в реальном времени на фоне магнитного поля Земли. Перспективным применением ТДМП является создание бортовых навигационных приборов транспортных средств и электронных компасов, прецизионных систем ориентации и позиционирования.

#### Список использованных источников

1. Визуализация привнесенных неоднородностей магнитного поля Земли // Амеличев В.В., Галушков А.И., Резнёв А.А., Сауров А.Н., Суханов В.С. // «Нано- и микросистемная техника», 2007. № 3. С. 11-14.
2. М.Л. Бараночников, Микромагнитоэлектроника. Т. 1. / М.: ДМК Пресс. 2001. С. 436-449.
3. С.И. Касаткин, Н.П. Васильева, А.М. Муравьев, Многослойные тонкопленочные магниторезистивные элементы. / Тула. 2001. 134 с.
4. М. Праттон, Тонкие ферромагнитные пленки, Перевод с английского Е.О. Брянской и др., // Л.: Судостроение. 1967. С. 114-117.

УДК 539.1.074

## СОЗДАНИЕ ДЕТЕКТОРОВ ЯДЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ $A^3B^5$ ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ СЛАБОВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ЧАСТИЦ И КВАНТОВ

С. И. Диденко, Г. И. Кольцов, М. П. Коновалов,  
Ю. В. Осипов, А. В. Сиделев, А. В. Черных, С. В. Черных

Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Государственный технологический университет "Московский институт стали и сплавов", Москва

Объектом исследования являлись гетероструктурные полупроводниковые детекторы ядерного излучения на основе GaAs. Целью первого этапа являлось создание полупроводниковых детекторов ядерного излучения на основе GaAs, выполненных в виде простых диодов Шоттки и  $p-i-n$ -диодов. Были подобраны технологические режимы создания исследуемых полупроводниковых структур, подготовлены фотошаблоны и изготовлены тестовые приборы в корпусах. Измерены основные электрофизические и спектральные характеристики. Детекторы имеют линейные размеры  $5 \times 5$  мм, площадь активной области  $2,3 \text{ мм}^2$ , площадь входного окна  $1,8 \text{ мм}^2$ .

Разработанная технология обработки поверхности и технология пассивации меза-структуры полиимидом, а также использование системы охранных колец (рисунок 1, 2) позволили получить минимальные темновые токи утечки при комнатной температуре для различных детекторов (порядка  $100 \text{ пА/мм}^2$  при рабочем смещении, рисунок 2). Полученные результаты близки к рекордным, когда-либо полученным на арсениде галлия [1].

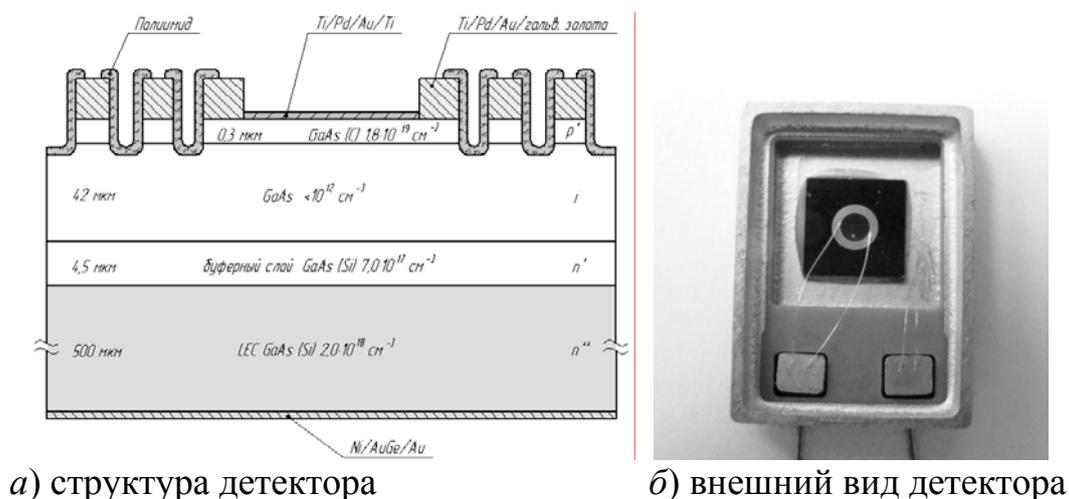
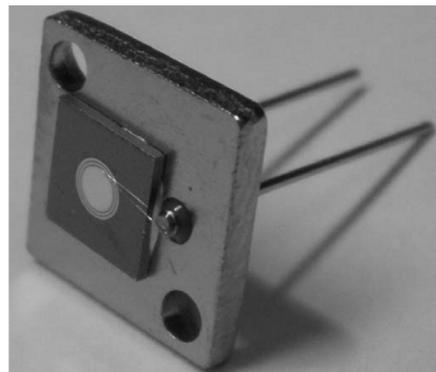
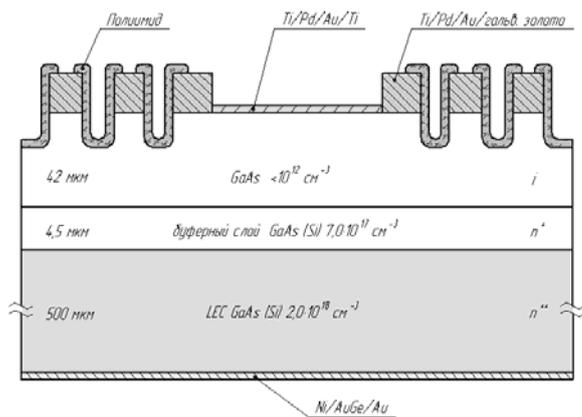


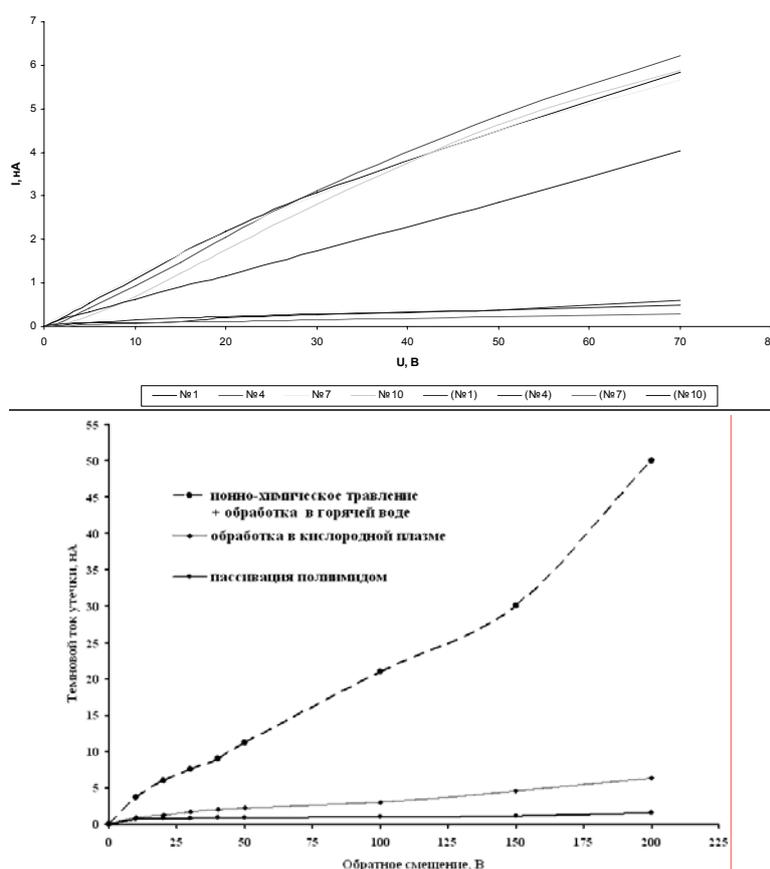
Рис. 1. Детектор на основе GaAs с  $p-i-n$ -структурой



а) структура детектора

б) внешний вид детектора

Рис. 2. Детектор на основе GaAs с барьером Шоттки



№1, №4, №7, №10 – до пассивации;

(№1), (№4), (№7), (№10) – после пассивации

а) детектор с р-і-п – структурой

б) Детектор с барьером Шоттки

Рис. 3. Зависимость токов утечки от приложенного напряжения в GaAs детекторах

Энергетическое разрешение (FWHM) для  $\alpha$ -источников составило от 1 до 2 %, показана возможность эффективной регистрации  $\alpha$ -частиц и протонов без внешнего смещения на детекторе, измерен сигнал от источника  $^{238}\text{Pu}$  и времена сбора заряда, выбрано оптимальное рабочее смещение детекторов (порядка 20 – 25 В, рис. 4).

При регистрации  $\gamma$ -квантов для линий 59,54 кэВ  $^{241}\text{Am}$  и 123,66 кэВ  $^{57}\text{Co}$  энергетическое разрешение составило соответственно 18 и 15 %, что при комнатной температуре является хорошим результатом для GaAs. В данной работе исследовалась также возможность детектирования быстрых электронов от источников  $^{90}\text{Sr}+^{90}\text{Y}$  (0,536 и 2,274 МэВ),  $^{207}\text{Bi}$  (1 МэВ) и протонов отдачи по реакции  $\text{Pu-Be} + (\text{CH}_2)_n$ .

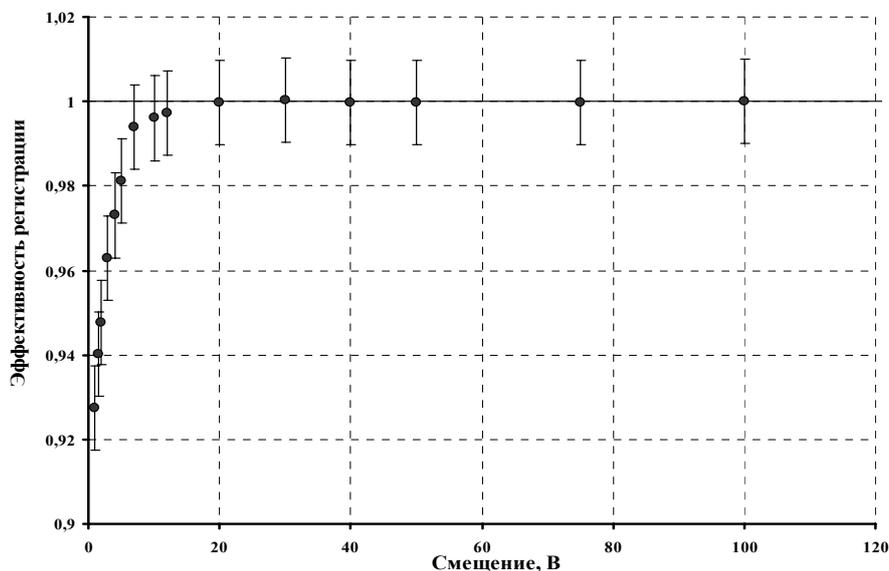


Рис. 4. Эффективность регистрации альфа-частиц от источника  $^{238}\text{Pu}$

Необходимо отметить, что протоны отдачи и электроны регистрируются уже при нулевом смещении, но невысокий сигнал от детектора пока не позволяет говорить об их эффективной регистрации. По этой причине в настоящий момент ведется разработка детекторов на основе гетеротранзисторных структур с внутренним усилением выполненных в дискретном и матричном исполнении.

Сравнение электрофизических и спектральных характеристик разработанных VPE GaAs детекторов с барьером Шоттки с кремниевыми аналогами приведено в работе [2].

#### Список использованных источников

1. GaAs X-ray coordinate detectors / G. I. Ayzenshtat, V. G. Kanaev, A. V. Khan e. a. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A.— 2001.— V. 466.— P. 162-167.
2. Comparative Characteristics of GaAs Detectors and Silicon Pixel Detectors with Internal Amplification / G. I. Koltsov, V. N. Murashev, A. P. Chubenko. et al. Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 1108 © 2009 Materials Research Society 1108-A06-05.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ УЗВ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ  
КАВИТАЦИОННЫХ ПУЗЫРЬКОВ В ЖИДКОМ АЛЮМИНИИ

Р.Ю. Кармокова, А.М. Кармоков

Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик

Под действием ультразвука в жидких металлах создаются кавитационные пузырьки, размеры и распределение которых зависят от параметров излучения. Внедрение кавитационных пузырьков с помощью ультразвукового воздействия (УЗВ) в расплав можно применить для получения металлов особой высокой чистоты. Ранее были получены данные о распределении кавитационных пузырьков при различных мощностях УЗВ [1]. Также известны данные об ультразвуковом воздействии в процессе зонной перекристаллизации как в случае непосредственного контакта с расплавом, так и через твердую часть слитка [2].

Предлагаемый метод является наиболее эффективным по сравнению с существующими, т.к. распределения пузырьков таковы, что малые примеси содержащиеся в объеме сегрегируют на межфазную границу искривленной поверхности за время  $\sim 1$  секунды (например, для Mg  $\tau \approx 0,53$  с). Теоретические расчеты [3-5] показывают возможность использования метода для глубокой очистки металлов.

Кавитационные пузырьки в расплаве создавались с помощью установки, схема которой представлена на рис. 1. После предварительной подготовки алюминий загружался в тигель. При достижении температуры  $700 \div 750$  °С в расплав погружался излучатель и производилось ультразвуковое воздействие.

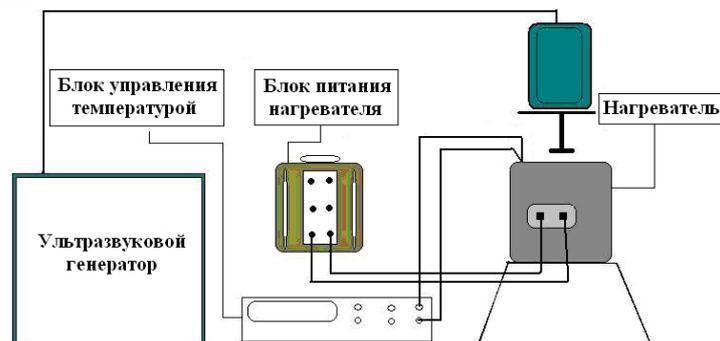


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для внедрения кавитационных пузырьков при УЗВ на расплав алюминия

Расплав подвергался воздействию в течение 3 мин при мощности 400 Вт и частотах 1, 10, 20 кГц для образцов №№ 1–3, соответственно. Образец № 4 был расплавлен при такой же температуре, без воздействия УЗ. Для дальнейших исследований из полученных образцов были взяты пробы, которые подвергались шлифовке, полировке и травлению в 10 %-м растворе плавиковой кислоты в течение 3 мин.

Металлографические исследования полученных проб были проведены в трех точках по глубине через каждые 10 мм при различных увеличениях на световых и просвечивающем электронном микроскопах (рис. 2).

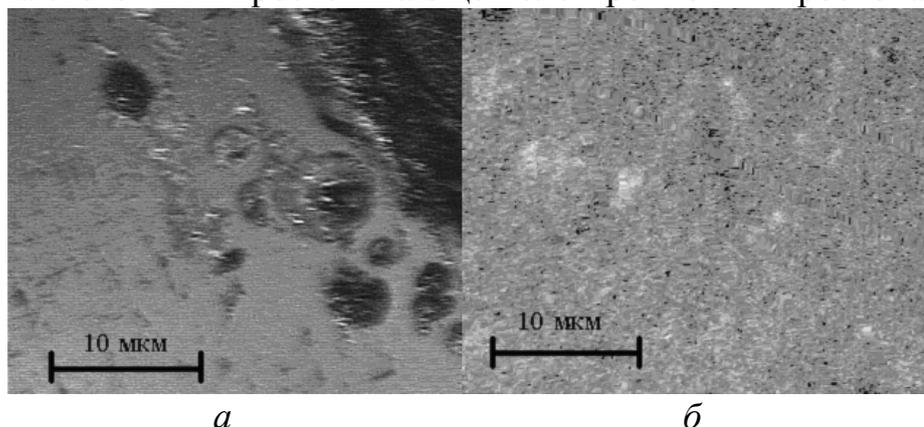


Рис. 2. Микрофотографии проб алюминия с ультразвуковым воздействием (а) и без него (б), полученные на просвечивающем электронном микроскопе

Производился подсчет кавитационных пузырьков и были построены их распределения по радиусу на различных глубинах (рис. 3).

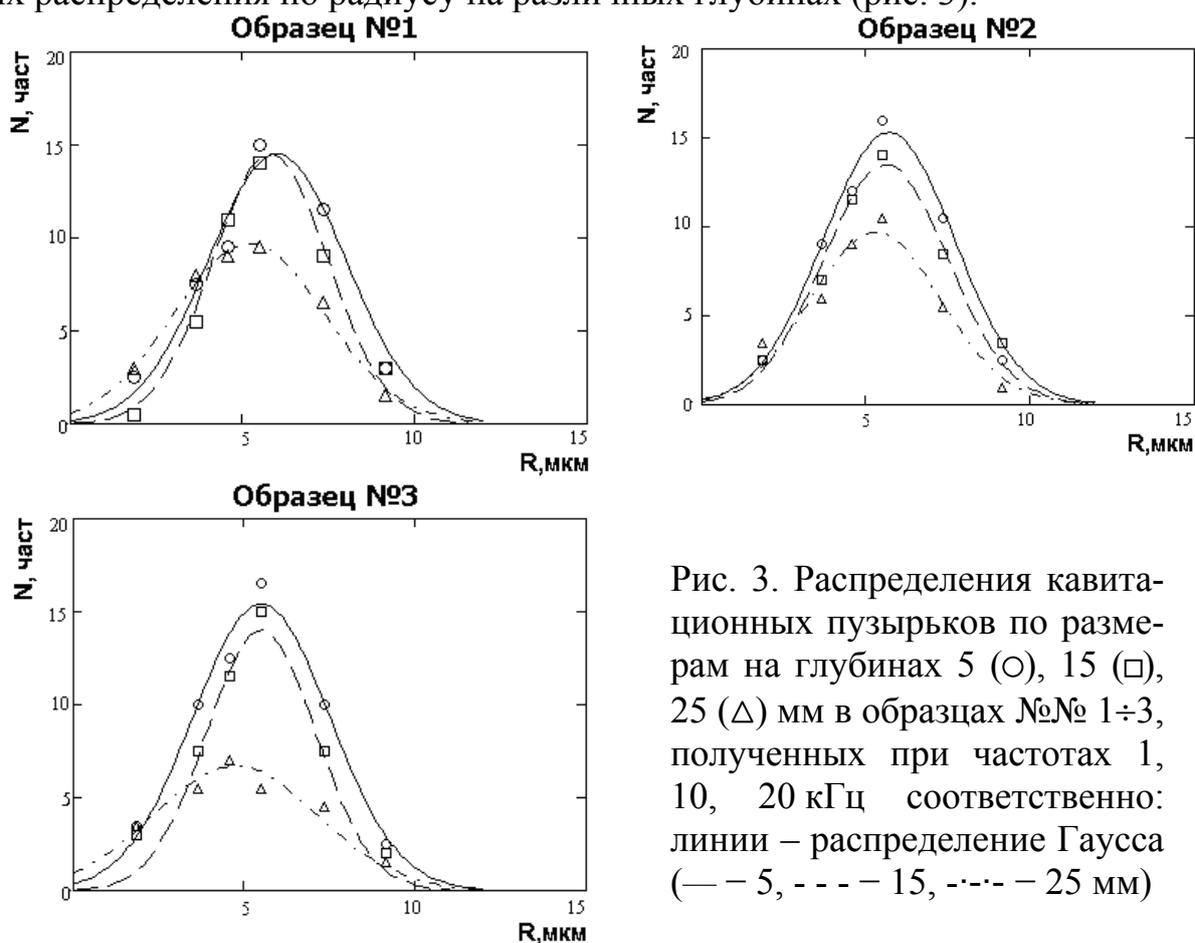


Рис. 3. Распределения кавитационных пузырьков по размерам на глубинах 5 (○), 15 (□), 25 (Δ) мм в образцах №№ 1÷3, полученных при частотах 1, 10, 20 кГц соответственно: линии – распределение Гаусса (— — 5, - - - - 15, - · - · - 25 мм)

Полученные зависимости показывают, что в расплаве алюминия при ультразвуковом воздействии образуются пузырьки с преимущественным

радиусом 5–7 мкм. Минимальный и максимальный радиусы образующихся кавитационных пузырьков составляет 1,8 и 11 мкм соответственно. Количество пузырьков со средним радиусом для образцов №№ 1–3 составило соответственно 463, 480 и 495 на  $1\text{мм}^2$ . Также с увеличением глубины исследуемого образца количество самих пузырьков уменьшается. Например, в третьей точке их количество составило 285, 315 и 195 на  $1\text{мм}^2$ .

Результаты исследования влияния частоты ультразвукового воздействия на размеры кавитационных пузырьков в жидком алюминии представлены на рис. 4. Значение  $M$  рассчитано как отношение числа частиц различных радиусов  $N$  к максимальному числу с одинаковым радиусом  $N_{\text{max}}$ . Полученная зависимость аппроксимируется распределением Гаусса.

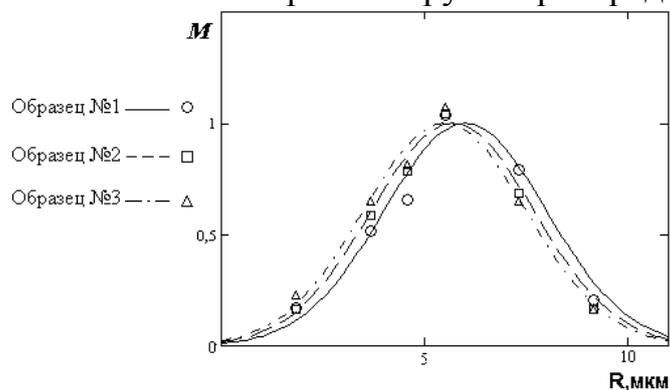


Рис. 4. Распределение кавитационных пузырьков по размерам в образцах, полученных при различных частотах вблизи поверхности излучателя (линии – распределение Гаусса; экспериментальные точки в образцах №№ 1÷3)

#### Литература

1. Кармокова Р.Ю., Влияние мощности УЗВ на процесс образования кавитационных пузырьков в расплаве, Перспектива 2009 – Материалы международной науч. конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, т. VII, стр. 117–120.
2. Агранат Б.А., Дубровин М.Н., Хавский Н.Н. и др., Основы физики и техники ультразвука, М. Высш. шк. 1987.- 352 с.
3. Рехвиашвили С.Ш., Кишტიкова Е.В., Кармокова Р.Ю., Кармоков А.М. К расчету постоянной Толмена// Письма в ЖТФ. 2007. Т.33. № 2. с. 1-7.
4. Кармокова Р.Ю., Кармоков А.М., Рехвиашвили С.Ш. Модель Адсорбции атомов кавитационными пузырьками и сферическими частицами // Твердотельная электроника и микроэлектроника: межвуз. сб. науч. тр., Воронежский государственный технологический университет; 2007, с. 18-24
5. Hernandez E.S., Cole M.W., Boninsegni M.// Phys. Rev. B. 2003. V.68. P. 125418.

Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,  
ЗАО “НПП “Планета-Аргалл”, Великий Новгород

Гетероэпитаксиальные транзисторы в настоящее время занимают лидирующее место при разработке усилительных схем СВЧ диапазона. Обладая низким коэффициентом шума и высоким коэффициентом усиления, использование таких приборов позволяет повысить чувствительность СВЧ приемных модулей.

В настоящей работе исследованы структуры со слоем двумерного электронного газа (ДЭГ) на границе раздела AlGaAs/InGaAs. Подобная модификация транзистора отличается введением между слоем AlGaAs и нелегированным GaAs слоя InGaAs толщиной не более 200 ангстрем и получила название псевдоморфного транзистора с высокой подвижностью электронов (pHEMT) (рис. 1).



Рис. 1. GaAs pHEMT

Достоинством pHEMT наряду с высокой подвижностью и скоростью насыщения носителей заряда в канале является также общность многих технологических процессов и оборудования с применяемыми при изготовлении MESFET транзисторов. Однако, несмотря на значительную общность технологий, существует ряд особенностей, которые необходимо учитывать при изготовлении pHEMT:

1) операция химического травления структуры при формировании углубления затвора. Распределение подвижных носителей заряда (электронов) по глубине структуры и малые толщины активных слоев предъяв-

ляют существенные требования к прецизионности и селективности химического травления.

2) присутствие в структуре слоя AlGaAs делает необходимым обеспечение пассивации поверхности с целью исключения накопления поверхностного заряда в области сток-исток, приводящего к температурной нестабильности ВАХ (увеличению начального тока стока). В процессе изготовления также необходимо избегать возможности контактирования слоя AlGaAs с воздухом, поскольку возможно образование на поверхности трудно растворимых соединений, что затрудняет проведение операции химического травления при углублении затвора.

При отработке технологии были опробованы структуры рНЕМТ (рис. 1) с различными параметрами ДЭГ (табл. 1).

Табл. 1. Параметры ДЭГ исследованных структур

Группа структур	300 К		77 К	
	$n_s \cdot 10^{12}, \text{см}^{-2}$	$\mu_s, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	$n_s \cdot 10^{12}, \text{см}^{-2}$	$\mu_s, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$
I	1.93-1.97	5800-5900	1.75-1.9	20000-25000
II	1.91-1.92	6000-6100	1.72-1.81	23500-26000
III	1.66-1.78	6200-6300	1.61-1.66	28500-31000
IV	1.5-1.6	6400-6500	1.36-1.49	28000-30800

Типовой профиль травления структуры представлен на рис. 2. Химическое травление осуществлялось в перекисно-аммиачном травителе.

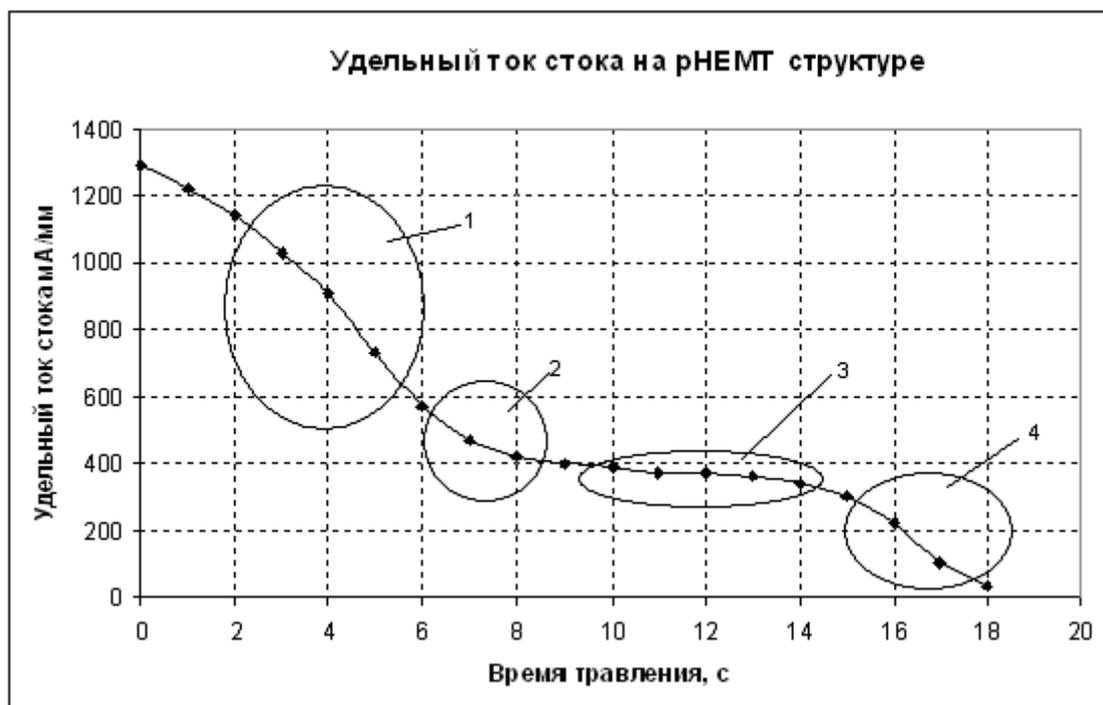


Рис. 2. Профиль травления рНЕМТ

Кривая травления имеет четыре выраженных участка:

- 1 – травление контактного слоя  $n^+$ -GaAs и  $n$ -GaAs;
- 2 – травление барьерного слоя  $n$ -GaAs и  $n$ -AlGaAs;
- 3 – травление сильнолегированного  $n$ -AlGaAs (обедненного подвижными носителями заряда);
- 4 – травление канала InGaAs.

С целью достижения максимальной крутизны при напряжении отсечки на уровне (0,8–1,0) В, химическое травление при формировании углубления затвора необходимо прекращать на переходном участке 2-3.

Обобщая результаты по параметрам ДЭГ исходных структур (табл. 1), статическим, динамическим и СВЧ-характеристикам транзисторов, изготовленных на их основе, были установлены требования к параметрам ДЭГ, наилучшим образом обеспечивающим параметры готового прибора:  $n_s > 1.9 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ,  $\mu_s > 5800 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при 300 К. При этом важно отметить, что влияние концентрации носителей в ДЭГ на усилительные свойства транзистора является более значимым, чем их подвижность. С точки зрения формирования углубления затвора оптимальным является размещение последнего на переходном участке 2–3 (рис. 2). При этом достигаются максимальная крутизна (350 мА/(В·мм)), оптимальное для использования в малошумящем режиме напряжение отсечки ((0,7–1,0) В), пробивные напряжения затвор-сток и затвор-исток не менее 5 В по уровню тока затвора 20 мкА. По результатам анализа зависимостей удельной крутизны и удельного начального тока стока транзисторов, изготовленных по технологии рНЕМТ, установлено, что оптимальными с точки зрения использования транзистора в усилительном режиме являются рабочие точки, соответствующие следующим диапазонам напряжений:  $U_{\text{си}} = (1-3) \text{ В}$  и  $U_{\text{зи}} = (-0,6-0) \text{ В}$ .

Измерения S-параметров и коэффициента шума транзисторов в диапазоне до 4 ГГц при оптимальных режимах по постоянному току позволяют осуществить проектирование СВЧ МШУ.

На основе технологии рНЕМТ была разработана и изготовлена монолитная интегральная схема (МИС) малошумящего усилителя (МШУ) L и S-диапазонов (0,5–2 ГГц). Усилитель представляет собой двухкаскадную схему с параллельным однополярным питанием (с автосмещением). Резисторы, конденсаторы и микрополосковые элементы выполнены по тонкопленочной технологии. Активные элементы – транзисторы рНЕМТ с шириной затвора 600 мкм (входной каскад) и 300 мкм (выходной каскад). Измерения параметров МИС МШУ проводились после монтажа кристалла усилителя в ножку с микрополосковыми выводами.

Технология МИС на рНЕМТ отечественного производства позволяет реализовать усилители с параметрами, не уступающими лучшим зарубежным аналогам.

УПРАВЛЕНИЕ КОМПЛЕКСОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ  
ПАРАМЕТРОВ И СНИЖЕНИЕ РАССЕЙВАЕМОЙ МОЩНОСТИ  
В ОТЕЧЕСТВЕННЫХ И ЗАРУБЕЖНЫХ IGBT-ТРАНЗИСТОРАХ  
МЕТОДОМ РАДИАЦИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ  
М. П. Коновалов, С. И. Диденко, Ю. В. Осипов

Федеральное государственное образовательное учреждение высшего  
профессионального образования "Государственный технологический  
университет "Московский институт стали и сплавов", Москва

Объектами исследования являлись отечественные и зарубежные IGBT транзисторы: "IRG4BC30W", "2E701". "IRG4BC30W" выпускаются компанией IR в пластмассовом корпусе ТО-247АС. "2E701" выпускаются "НПП "Пульсар" в металлокерамическом корпусе КТ-61А. В одном корпусе размещены 2 кристалла (кристалл рассчитан на ток нагрузки в 10 А), соединенные параллельно. Размеры кристалла – 2,75 мм × 3,75 мм. В одном кристалле содержится 2418 элементарных ячеек. Площадь активной области кристалла 3,8 мм<sup>2</sup>. Вертикальный разрез ячейки IGBT "2E701" приведен на рисунке 1.

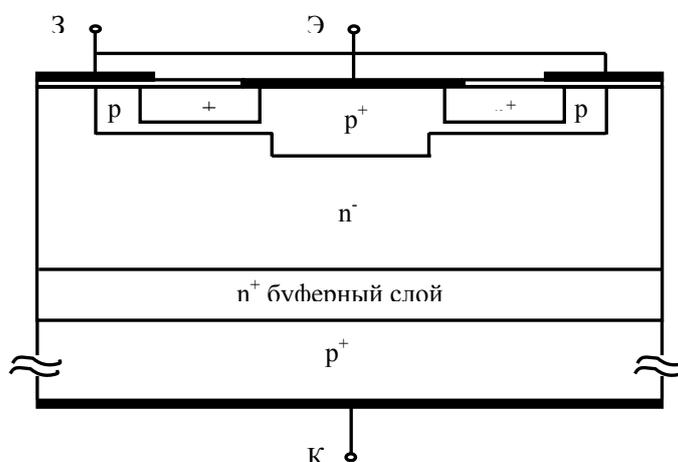


Рисунок 1 – Вертикальный разрез одной ячейки IGBT "2E701"

Исследуемые транзисторы облучались быстрыми электронами с  $E = 5$  МэВ в диапазоне  $\Phi = 3 \cdot 10^{14} \dots 7 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup>. Для отжига накопившегося заряда в диэлектрике и восстановления порогового напряжения после операции облучения проводилась операция стабилизирующего термического отжига при  $T = 280$  °С ("IRG4BC30W") и 400 °С ("2E701") в течении 60 и 30 минут, соответственно.

Экспериментально показана возможность полного подавления "тиристорного" эффекта с помощью радиационного технологического процесса (РТП). Результаты по улучшению времени выключения, и, соответственно, динамической составляющей рассеиваемой мощности

представлены на рисунке 2. Негативным эффектом при облучении является рост  $U_{\text{нас}}^{\text{кэ}}$  (рисунок 3), который является критерием статических потерь мощности.

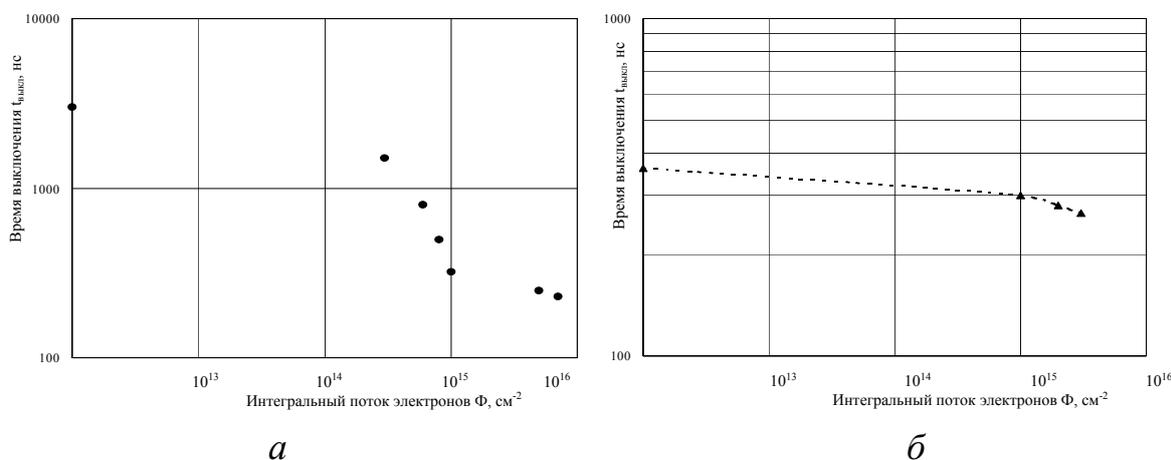


Рис. 2. Зависимость времени выключения IGBT транзисторов “2E701” (а) и “IRG4BC30W” (б) от режимов РТП

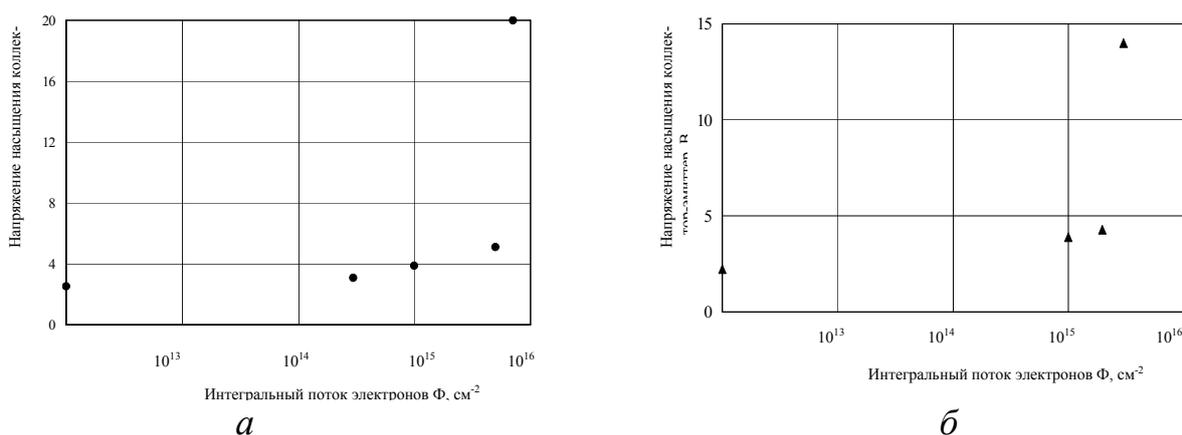


Рис. 3. Зависимость напряжения насыщения коллектор-эмиттер IGBT транзисторов “2E701” (а) и “IRG4BC30W” (б) от режимов РТП

С целью оптимизации суммарной рассеиваемой мощности IGBT транзисторов при использовании РТП, был проведен анализ ее статической и динамической составляющих из полученных экспериментальных зависимостей  $t_{\text{выкл}}(\Phi)$  и  $U_{\text{нас}}^{\text{кэ}}(\Phi)$ . Установлено, что при применении РТП в технологии IGBT транзисторов рост статических потерь мощности не является критическим, так как при работе на высоких частотах коммутации определяющими в общих потерях рассеиваемой мощности являются динамические потери. Применение РТП приводит к снижению динамических потерь мощности в десятки раз, в то время как статические потери растут незначительно. В результате проведения операций РТП снижается величина суммарных потерь мощности и обеспечивается более “комфортабель-

ный” тепловой режим приборов в условиях эксплуатации. Зависимость  $P_{\Sigma}(\Phi)$  на примере транзисторов “2E701” показана на рисунке 4. Предложен принципиально новый подход при разработке оптимальных режимов РТП. В качестве основного критерия предлагается брать не напряжение насыщения, а величину рассеиваемой прибором мощности.

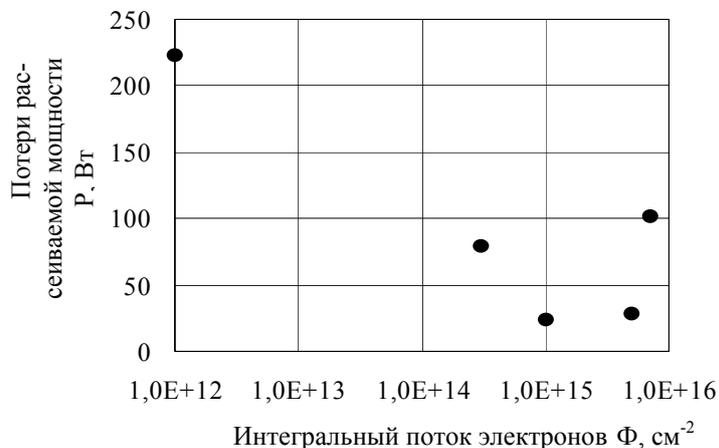


Рис. 4. Изменение общих потерь рассеиваемой мощности от потока электронов

Показано, что введение РТП в маршрутную технологию исследуемых IGBT транзисторов позволяет значительно повысить быстродействие приборов, получать оптимальное сочетание динамических и статических параметров, уменьшать суммарные потери рассеиваемой мощности. В таблице приведены параметры исходных транзисторов “2E701” и транзисторов, прошедших РТП в различных режимах.

Таблица. Электрические параметры IGBT транзисторов “2E701” при различных вариантах РТП

Параметр	$t_{\text{выкл}}$ , нс	$U_{\text{нас}}$ , В	$U_{\text{пор}}$ , В	$U_{\text{проб}}^{\text{кэ}}$ , В	$P_{\text{д}}$ , Вт	$P_{\text{с}}$ , Вт	$P_{\Sigma}$ , Вт
Вариант технологии							
маршрутная технология	3000	2,5	2,4	600	210	13	223
маршрутная технология с РТП ( $\Phi_1 = 3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , $T_{\text{отж}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ , $t = 30 \text{ мин.}$ )	1500	3,1	2,4	600	66	14	80
маршрутная технология с РТП ( $\Phi_2 = 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , $T_{\text{отж}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ , $t = 30 \text{ мин.}$ )	300	3,9	2,4	600	8	20	28
маршрутная технология с РТП ( $\Phi_3 = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , $T_{\text{отж}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ , $t = 30 \text{ мин.}$ )	250	5,1	2,3	650	3	26	29
маршрутная технология с РТП ( $\Phi_4 = 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , $T_{\text{отж}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ , $t = 30 \text{ мин.}$ )	210	20,0	2,2	700	2	100	102

УДК 544.344.015.3

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО РАЗРАБОТКЕ ЗАЩИТНЫХ  
СРЕДСТВ ЧЕЛОВЕКА ОТ ПОРАЖАЮЩЕГО ДЕЙСТВИЯ  
ОГНЕСТРЕЛЬНОГО И ХОЛОДНОГО ОРУЖИЯ НА  
ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДНЫХ БРОНЗ

Б.К. Шурдумов, М.Б. Шурдумов, А.Б. Шурдумов

Кабардино-Балкарский государственный университет, Нальчик

В настоящее время во многих странах мира ведутся интенсивные исследования по созданию нового военного обмундирования способного защитить все тело солдат лучше чем современные бронежилеты.

Вскоре на вооружении многих стран может появиться обмундирование нового типа, способное защитить все тело солдат лучше, чем современные кевларовые бронежилеты.

Совместные усилия нескольких исследовательских лабораторий под управлением Министерства обороны США привели к появлению удобной и гибкой бронезащиты нового типа, называемой «жидкой броней».

Оригинальный подход, разработанный учеными с использованием нанотехнологии, позволяет превращать при ударе обычный легкий костюм в непробиваемую преграду.

Первые прототипы «жидкого» защитного обмундирования прошли испытания в Иракской войне, показав отличные результаты. Иракская война – одна из самых травматичных войн последнего времени. Всего пострадало от легких ранений 18356 солдат, при количестве убитых всего 7—8 человек [1].

Новая «жидкая броня» позволяет защищать любые участки тела и может сгибаться, не теряя при этом своих защитных свойств. Ученым удалось достичь такого удивительного эффекта благодаря специальному пакету из кевлара, наполненному раствором сверхтвердых наночастиц в неиспаряющейся жидкости.

Как только происходит механическое давление высокой энергии на кевларовую оболочку, наночастицы собираются в кластеры, изменяя при этом структуру раствора жидкости, который превращается в твердый композит.

Этот фазовый переход происходит менее чем за миллисекунду, что и позволяет защитить солдат не только от ножевого удара, но и от пули или осколка.

При обычной эксплуатации (в области низких энергий) броня ведет себя как обычная жидкость, что и позволяет наполнить ею кевларовую оболочку защитной «рубашки» или «жилета». Ученые также отмечают, что кевлар, обычно уязвимый к прокалыванию и разрезанию, в новом «жидком бронежилете» становится «контейнером» для наночастиц, которые выполняют основную защитную функцию [1].

Одним из подходящих материалов, на наш взгляд, для разработки «жидких» бронежилетов являются нанопорошки так называемых оксидных вольфрамовых бронз.

Оксидные вольфрамовые бронзы (ОВБ) щелочных металлов представляют собой нестехиометрические соединения с общей формулой  $Me_x/WO_3$ , где  $Me - Li, Na, K$  и др., а  $x$  изменяется в пределах  $0 < x < 1$ .

В зависимости от состава " $x$ " оксидные вольфрамовые бронзы обладают металлическими, полупроводниковыми, каталитическими электродными и электрохромными свойствами и устойчивы к воздействию кислот и щелочей. Совокупность указанных физико-химических свойств свидетельствуют о том, что они являются перспективными неорганическими материалами для создания новой техники и технологии.

В лаборатории «Физической химии ионных расплавов и физико-химических основ синтеза соединений молибдена и вольфрама в конденсированных средах» Кабардино-Балкарского государственного университета проводятся систематические НИР по фундаментальной проблеме – «Гетерогенные равновесия, процессы и свойства фаз в конденсированных многокомпонентных системах, включающих соединения молибдена и вольфрама и синтез на их основе микро- и нанодисперсных порошков функциональных материалов».

В рамках указанной проблемы за последние годы сотрудниками лаборатории Физической химии ионных расплавов и физико-химических основ синтеза соединений молибдена вольфрама в конденсированных средах разработаны новые, относительно простые, химические способы синтеза порошков оксидных вольфрамовых бронз с микро- и наноразмерами частиц в расплавах вольфрамат-фосфат (борат) -оксидных систем. Результаты этих исследований защищены патентами РФ [2, 3].

В этих работах предварительно установлено, что на основе наноразмерных порошков оксидных вольфрамовых бронз можно приготовить водные и неводные растворы наносuspензий, которые, на наш взгляд, найдут широкое применение в военном деле для изготовления бронежилетов.

Из изложенного следует, что проблема разработки физико-химических основ технологии получения наносuspензий на основе порошков оксидных вольфрамовых бронз является актуальной.

#### Библиографический список

1. Журнал нанотехника. 2006. №3(7) с. 88-89
2. Патент № 213845 (РФ), С 01 G 41/00 Расплав для получения порошков оксидных вольфрамовых бронз // Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Кучукова М.А. – Заявл. 27.05.97; опубл. 27.09.99, Бюл. № 27.
3. Патент №2312068 (РФ), С 01 G 41/00. Расплав для получения порошков оксидных вольфрамовых бронз / Шурдумов Б.К., Шурдумов Г.К., Шурдумов А.Б. - Заявл. 24.10.2005, опубл. 10.12.2007, Бюл. № 34.

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Пленарные доклады .....</b>	<b>3</b>
Проект «Технопарк» как инструмент реализации целевой инновационной программы «Старт». С. К. Кулов, З. М. Хадонов.....	3
Размерный эффект температуры плавления металлических частиц. Т. М. Таова, М. Х. Хоконов, Б. С. Карамурзов, Р. И. Тегаев, Х. Б. Хоконов .....	5
Технологический базис карбидокремниевой электроники. В. В. Лучинин, Ю. М. Таиров .....	14
Радиационная стойкость наноструктур. Н. Н. Герасименко, Д. И. Смирнов, Н. А. Медетов, А. В. Мамайкин.....	15
Научно-образовательный центр «нанотехнологии» Южного федерального университета. Б. Г. Коноплев.....	16
<b>Исследование структурных и фазовых превращений на поверхности и в объеме материалов электронной техники. ....</b>	<b>18</b>
Функциональные покрытия на МКП. С.К. Кулов, Ю.Л. Пергаменцев .....	18
Корреляция физико-химических и электрофизических свойств стекол для МКП. А.М. Кармоков, О.А. Молоканов .....	19
Методика рентгеноэлектронного анализа атомной структуры тонких слоев силикатных стекол. О.М. Канунникова.....	24
Физико-химические превращения в тонких поверхностных слоях свинцово-силикатных стекол при внешних воздействиях. О. М. Канунникова, О. Ю. Гончаров.....	25
Качество и чистота поверхности микроканальных структур и заготовок на наноуровне. З. Х. Епхийев, Д. Г. Самканашвили, А. К. Уртаев.....	27
Экспериментальный комплекс для исследования строения и свойств наносистем. Б. С. Карамурзов, Р. И. Тегаев, Х. Б. Хоконов .....	28
Наноразмерные ионно-лучевые технологии. Возможности и ограничения. В. В. Лучинин, М. А. Кузнецова, А. Ю. Савенко .....	36
Влияние термодинамических условий обработки на морфологию поверхности и фазовые превращения в стеклах для МКП. О. О. Молоканова, В. В. Чернова, З. В. Шомахов, О.А. Молоканов, С. П. Широкова, Ю.Л. Пергаменцев, Ю.В. Щапова, Е.Н. Макаров, Ю.А. Борисова .....	40
Температурная зависимость поверхностных параметров монокристаллического кремния <i>n</i> -типа. К. Х. Абазов, В. К. Люев .....	44
Электроннолучевая модификация поверхности деталей электронных приборов. С. П. Авдеев, С. Н. Петров, Е. В. Луговой, С. Н. Гаранжа.....	47
Влияние химической обработки и температуры на поверхностную фотоЭДС монокристаллического кремния КДБ-10 (111). В. А. Витошко, И. Б. Канукоев, Е. А. Крохалев, В.К. Люев .....	49

Сравнительные характеристики кремниевых пористых слоев, полученных анодированием на постоянном и переменном электрическом токе. Д. С. Гаев, А. Н. Гуппоев, Ю. Ю. Деревянкина, Е. Н. Несменова ...	52
Ионная полировка поверхности поликристалла ниобата лития. В.М. Гармаш, Г.Д. Кузнецов, А.С. Курочка, А.А. Сергиенко.....	55
Определение геометрических характеристик зондов АСМ по измерениям электростатических сил. Г. В. Дедков, А. А. Канаметов, Е. Г. Дедкова.....	58
Исследование температурной зависимости краевого угла смачивания свинцово-силикатного стекла жидким свинцом. А. Х. Дышекова, Б. Н. Нагоев, О. А. Молоканов, А. М. Кармоков.....	61
Каталитическая стимуляция роста наноструктур из углеродосодержащих подложек. Э. А. Ильичев, В. Н. Инкин, Д. М. Мигунов, Г. Н. Петрухин, Э. А. Полторацкий, Г. С. Рычков, Д. В. Шкодин.....	64
Сверхвысоковакуумная установка для исследования поверхностных свойств материалов. З. Х. Калажоков, Заур Х. Калажоков, М. А. Дзакуреєв, Х. Х. Калажоков.....	66
Корреляция фазовых превращений и оптических свойств в стеклах для МКП. О.О. Молоканова, З. В. Шомахов, С.П. Широкова, Ю.Л. Пергаменцев, Ю.В. Щапова, Е.Н. Макаров, Ю.А. Борисова.....	68
Эллипсометрия как инструмент микро- и нанотехнологий. М. Ф. Панов....	71
Процессы формирования микро- и наноразмерных легированных слоев на поверхности подложек при воздействии ионных пучков и фотонных потоков на структуры «пленка-подложка». А.Г. Шауцуков, Г.Д. Кузнецов.....	74
Исследования по разработке технологии получения новых высококачественных красок на основе порошков-пигментов оксидных вольфрамовых бронз. Б. К. Шурдумов, М. Б. Шурдумов, А. Б. Шурдумов.....	75
<b>Физико-химические свойства материалов в современной микро- и наноэлектронике.....</b>	<b>77</b>
Кинетика процесса растворения карбида кремния в расплаве кремния. С. П. Авдеев, О. А. Агеев, Е.Ю. Гусев.....	77
Особенности структуры и оптических свойств фотонных кристаллов на основе SnO <sub>2</sub> , полученных темплатными методами. Н. И. Каргин, Е. А. Бондаренко, С. А. Бондаренко, А. С. Гусев.....	80
Синтез тонких пленок карбида кремния методом вакуумного лазерного испарения и исследование их свойств. Н. И. Каргин, А. С. Гусев, С. М. Рындя, Е. А. Бондаренко, Б. А. Билалов.....	82
О поверхностной энергии и давлении в нано-кремнии. М. Н. Магомедов ..	85
О температурной зависимости поверхностной энергии нанокристалла. М. Н. Магомедов.....	88
Омический контакт к широкозонным полупроводникам. Г. Д. Кузнецов, В. П. Сушков, Б. А. Билалов, Р. Ш. Тешев, А. Р. Кушхов.....	91

Исследование электрохимического поведения ионов вольфрама, молибдена, углерода и железа (кобальта, никеля) в вольфраматно-карбонатном расплаве. Х. Б. Кушхов, М. Н. Адамокова, В. А. Квашин, А. Л. Карданов .....	92
Тугоплавкие наноразмерные порошки на основе вольфрама и металлов триады железа. Х. Б. Кушхов, М. Н. Адамокова, В. А. Квашин, А. Л. Карданов, Ф. Ю. Кучмезова, Е. Ю. Аппаева .....	94
Электрохимический синтез нанодисперсных порошков боридов иттрия в галогенидных расплавах. Х.Б. Кушхов, Д.Л. Шогенова, А. А. Асанов, Х. А. Желигаштов .....	96
Электрохимический синтез двойных соединений на основе иттрия и алюминия. Х.Б. Кушхов, Д. Л. Шогенова, Х. А. Желигаштов, А. А. Асанов.....	98
Интерференционные явления в плоских нано- и микрокристаллах бромистого серебра. И. К. Азизов, Б. А. Белимготов, З. И. Карданова, А. Х. Лиев, А. Х. Ципинова.....	100
Исследование сцинтилляционных свойств нанокристаллических деформированных галогенидов щелочных металлов. М. В. Астахов, А. О. Родин, В. В. Селезнев.....	103
К вопросу о снижении температуры контактного плавления в системах с химическим взаимодействием компонент. А. А. Ахкубеков, А. М. Багов, М.-А. В. Зубхаджиев, Ж. М. Мамаева .....	106
Температурная зависимость поверхностной фотоЭДС монокристаллического кремния <i>p</i> -типа. В. А. Витошко, И. Б. Канукоев, Е. А. Крохалев, В.К. Люев.....	109
Синтез молибдата и вольфрамата меди с микрометрическими размерами частиц в расплавах и твердой фазе на основе систем $[Li_2Mo(W)O_4-Na_2MoO_4]_{эвт.}-CuSO_4$ и $CuSO_4-Mo(W)O_3$ . Ю. Л. Карданова, Г. К. Шурдумов, А. М. Кармоков .....	113
Синтез изоморфных смесей молибдата и вольфрамата стронция в расплавах системы $Na, Sr  NO_3, MoO_4, WO_4$ . А. М. Кармоков, З. В. Шурдумова, Г. К. Шурдумов .....	115
Зависимость газовой выделенности МКП от технологических режимов изготовления. Х. Х. Лосанов, И. Н. Сергеев, А. М. Кармоков, О. А. Молоканов, С. К. Кулов, Ю. А. Борисова, Ю. В. Щапова, С. П. Широкова, Е.Н. Макаров .....	116
Модернизированная методика измерения газовой выделенности МКП. О.А. Молоканов, Р.А. Абитов, А.М. Кармоков, Ю.А. Борисова, Ю.В. Щапова, С.П. Широкова, Е.Н. Макаров.....	119
Аппроксимация функции ионизационных потерь энергии протонов в кремнии. Г. А. Мустафаев, Д. В. Панченко, В. А. Панченко .....	121
Закономерности проводимости микроканальных пластин на воздухе. В. И. Савенко .....	125

Изотермы проводимости и массопенос в стеклах для МКП. З.В. Шомахов, А. М. Кармоков, В.И. Савенко, С.П. Широкова, Ю.Л. Пергаменцев, С. К. Кулов, О.А. Молоканов, Б.Н. Нагоев.....	126
Исследование проводимости стекол, применяемых при изготовлении МКП. З.В. Шомахов, В.И. Савенко, С.П. Широкова, Ю.Л. Пергаменцев, С. К. Кулов, А.М. Кармоков, О.А. Молоканов .....	130
Изменение электрических параметров диэлектриков после облучения лазерными пятнами различных размеров. А. П. Савинцев.....	133
Влияние процесса металлизации на термостимулированное газовыделение МКП. И. Н. Сергеев, Х. Х. Лосанов, О. А. Молоканов, С. П. Широкова, Ю. В. Щапова .....	136
Ионно-индуцированный ток в процессе получения пленок полупроводников. С. Б. Симакин, Г. Д. Кузнецов, Р. Ш. Тешев.....	137
Особенности плазмохимического травления полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$ . Р. Ш. Тешев, Г. Д. Кузнецов, А. Р. Кушхов.....	138
Синтез и идентификация вольфрамата кобальта марки «ХЧ» с микрометрическими размерами частиц в расплавах системы $(K_2WO_4-KCl)_{эвт}-CoSO_4$ . Е. Х. Тлимахова, Г. К. Шурдумов .....	139
Нанесение углеродных пленок с помощью источника ионов типа «Радикал». А. З. Хамдохов, Э. З. Хамдохов, З. М. Хамдохов .....	141
Физико-химические свойства электрохромных сложных оксидов вольфрама. Б. М. Хуболов.....	144
Зависимость фотоэлектрических свойств материалов от ультразвукового воздействия. З.В. Шомахов, Б.Н. Нагоев, А. М. Кармоков, У. Яркулов.....	149
Синтез вольфраматов щелочноземельных металлов с микрометрическими размерами частиц. Г. К. Шурдумов, З. А. Черкесов, З. Л. Хакулов, М. Р. Нырова .....	150
<b>Современные фото- и вторичноэмиссионные материалы и технологии их получения.....</b>	<b>152</b>
Формирование свойств МКП на операциях техпроцесса. С. К. Кулов, Т. В. Полина.....	152
Метод определения оптических параметров мультищелочных фотокатодов. В. В. Агаев, Г. В. Федотова, Е. И. Сенцова, Б. Ю. Мищерский ...	153
Характеристики рабочих стекол. С. К. Кулов, Т. В. Аркадьева.....	154
Влияние физико-химических воздействий на параметры МКП и заготовок. Ю. А. Борисова, С. К. Кулов, Ю. В. Щапова.....	156
Оценка эффективности инвестиционных проектов. О.А. Пущина, С. К. Кулов .....	157
Изучение причин образования нанопористости в многожильных световодах и жестких микроканальных структур на их основе. А. К. Уртаев, З. Х. Епхийев, Д. Г. Самканашвили .....	161

Анализ разброса диаметров каналов в многожильных световодах. А. К. Уртаев, Д. Г. Самканашвили, З. Х. Епхийев .....	162
Исследование фотокатодов для ультрафиолетовой области спектра. Г. В. Федотова, Г. К. Джерапов, Е. И. Сенцова.....	163
О полупроводниковых свойствах фотографических желатин. И. К. Азизов, Б. А. Белимготов, З. И. Карданова, А. Х. Лиев, А. Х. Ципинова .....	164
Ключевые факторы сотовой структуры МКП. Т. Д. Алкацева, Ю. А. Борисова, З. Х. Епхийев, С. К. Кулов, Е. Н. Макаров, Д. Г. Сам- канашвили, А. К. Уртаев, Ю. В. Щапова .....	167
Новые достижения и применения рентгеновской капиллярной оптики. А. А. Бжеумихов, Н. Лангхофф, З. Ч. Маргушев .....	168
Исследование особенностей формирования островковых структур на основе диселенида сурьмы. Д.С. Гаев, А.Г. Столяров, Р.К. Кучмезов, А. А. Калмыков.....	173
К изучению неоднородностей на поверхности микроканалов методом лазерной интерферометрии. А. Л. Горбушин, О. А. Молоканов, О. О. Молоканова, И. С. Ташлыков.....	176
О процессах десорбции молекул в каналах МКП в связи с проблемой долговечности катодов фотоэлектронных устройств. В.Н. Гринюк, В. А. Созаев.....	177
Применение МКП-детекторов пространственно-организованных пото- ков заряженных частиц и излучений в оптико-электронной информа- ционной аппаратуре. В.М. Доев, Н.В. Лешневская .....	179
Определение профиля распределения ионно-имплантированного фос- фора в кремнии методом рентгенофлуоресцентного анализа. Ш. А. Калмыков, С. В. Набитов, Б. С. Катханов .....	181
Исследование влияния длительного хранения на профиль распределе- ния дефектов в ионно-имплантированном слое кремния эллипсомет- рическим методом. Ш. А. Калмыков, А. А. Нахушев, А. А. Хатшуков..	184
Электронная эмиссия в процессе реактивного ионного травления. Г. Д. Кузнецов, А. С. Курочка, А. А. Сергиенко, Н. А. Харламов.....	187
Проблемы конкурентоспособности МКП «Баспик». К. С. Кулов .....	188
Принципы маркетинговой политики в области наукоемкой МКП-про- дукции. К. С. Кулов, З. К. Кантемирова, С. К. Кулов .....	191
«Бесфильмовые» МКП в ЭОП IV поколения. С. К. Кулов.....	193
Система тотального менеджмента производительности наукоемкого электронного предприятия. С. К. Кулов, Т. Д. Алкацева .....	197
Зарядовые явления в каналах МКП. С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер .....	199
Исследование шумов мкп методом амплитудного анализа. С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер .....	200

Определение дальности действия приборов ночного видения на мини-полигоне. С. К. Кулов, Л. А. Македонова, Д. В. Бестфатер, А. А. Юшков ..	202
Характеристики ВОП для ЭОП новых поколений. С. К. Кулов, А. Б. Попугаев.....	204
Распределение интенсивности излучения через микрокапиллярную линзу. А. А. Кумахов, А. М. Кумахов, А. А. Болотоков .....	208
Затворные материалы для субмикронных транзисторов. Г. А. Мустафаев, М. М. Уянаева, А. Г. Мустафаев .....	209
Силициды тугоплавких металлов в технологии СБИС. Г.А. Мустафаев, М.М. Уянаева, А.Г. Мустафаев, В.А. Панченко .....	212
Установка для плазменной обработки каналов МКП. Р. Р. Нагаплежева, В. К. Люев, А. М. Кармоков.....	217
Проблема ртутных загрязнений на предприятиях электронной промышленности и новых способах их демеркуризации (очистки от ртути). С. Т. Шапиев, Р. Т. Успажиев, Н. И. Мокаева, Т.С . Шапиев.....	218
Моделирование процессов формирования ионно-легированных слоев кристаллов ЛПД. А.Г. Шауцуков, Х.М. Хатукаев.....	221
<b>Создание приборов современной микро- и наноэлектроники.....</b>	<b>227</b>
Целевая республиканская программа «Старт» развития высоких фотоэлектронных нано-микротехнологий и изделий. С. К. Кулов, Т. Х. Дауров .....	227
Влияние факторов конструкции мелкоструктурных МКП и условий применения в ЭОП на разрешающую способность. С. К. Кулов, Ю. Л. Пергаменцев, Д. В. Бестфатер.....	229
Влияние фотоэлектронной обработки МКП на резистивно-эмиссионный слой каналов. В.И. Савенко.....	230
Исследование факторов пограничной микропористости МКП. Д. Г. Самканашвили, З. Х. Епхиев, А. К. Уртаев .....	231
Системное применение статистических методов в менеджменте производительности высокотехнологичного производства. Т. Д. Алкацева, В. А. Кулов, С. К. Кулов, Е. Н. Макаров.....	234
Трехмерные датчики магнитного поля на основе магниторезистивных структур с наноразмерными толщинами пленок. В. В. Амеличев, Р. О. Гаврилов, И. А. Гамарц, С. И. Касаткин *, П. П. Мальцев, А. А. Резнёв, А. Н. Сауров, В. С. Суханов.....	236
Создание детекторов ядерного излучения на основе полупроводниковых соединений $A^3B^5$ для регистрации слабовзаимодействующих частиц и квантов. С. И. Диденко, Г. И. Кольцов, М. П. Коновалов, Ю. В. Осипов, А. В. Сиделев, А. В. Черных, С. В. Черных.....	239
Влияние частоты УЗВ на распределение кавитационных пузырьков в жидком алюминии. Р.Ю. Кармокова, А.М. Кармоков .....	242
СВЧ-микроборы на основе рНЕМТ-наногетероструктур. Э. Ю. Козловский, Б. И. Селезнев.....	245

Управление комплексом электрических параметров и снижение рассеиваемой мощности в отечественных и зарубежных IGBT-транзисторах методом радиационной технологии. М. П. Коновалов, С. И. Диденко, Ю. В. Осипов .....	248
Исследования по разработке защитных средств человека от поражающего действия огнестрельного и холодного оружия на основе нанопорошков оксидных бронз. Б. К. Шурдумов, М. Б. Шурдумов, А. Б. Шурдумов .....	251

НАУЧНОЕ ИЗДАНИЕ

**МАТЕРИАЛЫ**

МЕЖДУНАРОДНОЙ  
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ  
КОНФЕРЕНЦИИ

**МИКРО- И НАНОТЕХНОЛОГИИ  
В ЭЛЕКТРОНИКЕ**

Компьютерная верстка *О.А. Молоканова*

В печать 2009. Формат 60x84 <sup>1</sup>/<sub>16</sub>.  
Печать трафаретная. Бумага офсетная. усл.п.л. уч.-изд.л.  
Тираж 300 экз. Заказ  
360004, г. Нальчик, ул. Чернышевского, 173

Полиграфический участок ИПЦ КБГУ  
360004, г. Нальчик, ул. Чернышевского, 173.