

ТРА

ТЕХНОЛОГИЯ И КОНСТРУИРОВАНИЕ В ЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЕ

К статье «Охлаждение
перспективных накопителей
на жестких магнитных дисках
с применением тепловых труб»



6 2002

НОЯБРЬ — ДЕКАБРЬ

ТЕХНОЛОГИЯ
И
КОНСТРУИРОВАНИЕ
В
ЭЛЕКТРОННОЙ
АППАРАТУРЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Учредитель АО "Нептун"

(Министерство промышленной политики Украины)

2002

Год издания 26-й

Год регистрации 1992

№ 6

СОДЕРЖАНИЕ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

К. т. н. Н. М. Вакив
К. т. н. П. П. Воробийченко
Д. т. н. В. Н. Годованюк
Д. т. н. С. В. Ленков
К. т. н. В. Г. Лукомский
Д. т. н. В. П. Малахов
В. А. Мингалев
К. т. н. В. Ф. Моисеев
К. т. н. В. Б. Ткаченко,
Е. А. Тихонова

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Д. т. н. А. Л. Вайнер
Д. т. н. В. Т. Дейнега
Д. т. н. Ю. А. Долгов
Д. ф.-м. н. В. А. Дроздов
К. т. н. И. Н. Еримичой, зам. гл. редактора
К. т. н. А. А. Ефименко,
Д. ф.-м. н. А. Н. Золотко
Д. ф.-м. н. Ф. Д. Касимов
Л. М. Лейдерман, отв. секретарь редакции
Д. т. н. С. Ю. Лузин
К. т. н. Ю. Е. Николаенко
Д. ф.-м. н. В. В. Новиков
К. т. н. В. И. Попов, гл. редактор
К. т. н. В. В. Рюхтин
Д. т. н. Д. А. Сеченов
К. т. н. В. В. Сибириков
Д. ф.-м. н. О. И. Шпотьок

АДРЕС РЕДАКЦИИ
Украина, 65005, Одесса-5,
ул. Прохоровская, 45
Тел. (+38-048) 733-72-83
Тел./факс (+38-048) 733-67-91
E-mail: tkea@odessa.net
Web-сайт: tkea.wallst.ru

Регистрационный номер
КВ 2092 от 07.06.96 г.
Регистрация в ВАК:
Бюллетень ВАК Украины,
1999, № 4

Номер подготовлен
по заказу
Министерства
промышленной
политики
Украины

Ответственные за выпуск
К. т. н. Николаенко Ю. Е.
К. т. н. Вербицкий В. Г.

Материалы для микроэлектроники

Комплексный подход к получению высокочистых материалов для микроэлектроники. В. М. Ажажа, Г. П. Ковтун, И. М. Неклюдов 3
Влияние облучения быстрыми нейтронами на эпитаксиальный арсенид галлия. В. А. Завадский, С. В. Ленков, Д. В. Лукомский, В. А. Мокрицкий 7
Математическое моделирование деградации керамических терморезисторов с отрицательным ТКС. В. А. Балицкая, Н. М. Вакив, О. И. Шпотьок 10

Функциональная микроэлектроника

Методика определения динамического диапазона полупроводниковых фотоприемников. И. В. Докторович, В. К. Бутенко, В. Н. Годованюк, В. Г. Юрьев 14
Спектральная фоточувствительность Ni—Si:Au поверхностно-барьерных структур с инжекционным усилением. Ш. Д. Курмашев, И. М. Викулин, С. В. Ленков, Р. Г. Сидорец 16
Анизотропный термоэлектрический компаратор. А. А. Ащеулов, И. В. Гуцул 20

Энергетическая микроэлектроника

Охлаждение перспективных накопителей на жестких магнитных дисках с применением тепловых труб. Ю. Е. Николаенко, В. Ю. Кравец, В. А. Стрюченко, А. С. Белоколенко 22
Технологический аспект повышения эффективности полупроводниковых фотоэлектрических преобразователей. В. В. Курак, В. В. Цыбуленко, В. Л. Агбомассу 26
Комплексное легирование слоев GaAs, InGaAs при жидкофазной эпитаксии. С. И. Круковский 30
Условия получения полых кремниевых призм для фотоэлектрических преобразователей. Б. П. Масенко 33

Сенсоэлектроника

Использование низкоразмерных гетероструктур соединений A^3B^5 в датчиках давления. И. Е. Марончук, А. Д. Кучерук, С. Ю. Ерохин, И. В. Чорный 38
Электротепловой элемент сенсоров газа. Я. И. Лепих 43

Новое технологическое оборудование для микроэлектроники

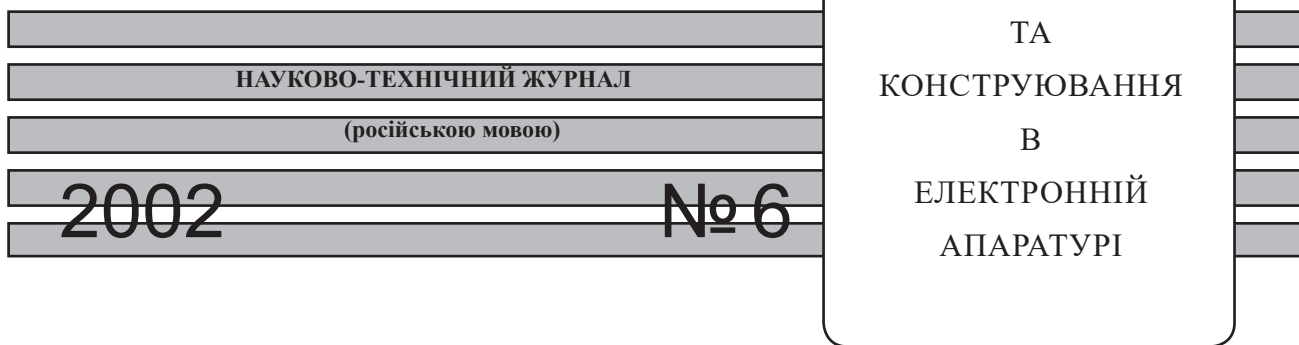
Модернизация установки фотонного отжига полупроводниковых пластин "Оникс". Г. В. Савицкий, А. Ю. Бончик, И. И. Ижнин, С. Г. Кияк, И. А. Могиляк, И. П. Тростинский 45

Интегральные схемы и полупроводниковые приборы

Конструктивно-технологические ограничения при проектировании высоковольтных КМОП БИС. В. Г. Вербицкий, В. И. Золотаревский, Ю. Е. Николаенко, Л. И. Самотовка, Е. С. Товмач 48
Контактообразующие пленки боридов и нитридов титана в арсенидгаллиевых СВЧ-приборах. В. Н. Иванов, Р. В. Конакова, В. В. Миленин, М. А. Стововой 54
Плазменная технология формирования субмикронных структур БИС С. П. Новосядлый 57
Силовая микросхема для блоков управления газоразрядными источниками света. Г. И. Гаврилюк, В. В. Севастьянов, Л. М. Бондарчук, В. В. Чечель 63

Новые книги

В. Г. Вербицкий. Ионные технологии в электронике. С. В. Денбовецкий
Выставки. Конференции. Симпозиумы



СПЕЦІАЛЬНИЙ НОМЕР

за результатами виконання робіт у межах міжгалузевої науково-технічної Програми розвитку найбільш конкурентоспроможних напрямків мікроелектроніки в Україні

СПЕЦИАЛЬНЫЙ НОМЕР

по результатам выполнения работ в рамках межотраслевой научно-технической Программы развития наиболее конкурентоспособных направлений микроэлектроники в Украине

ЗМІСТ

Матеріали для мікроелектроніки

Комплексний підхід до отримання високочистих матеріалів для мікроелектроніки. В. М. Ажажа, Г. П. Ковтун, І. М. Неклюдов (3)
Вплив опромінювання швидкими нейтронами на епітаксціальний арсенід галію. В. А. Завадський, С. В. Ленков, Д. В. Лукомський, В. А. Мокрицький (7)
Математичне моделювання деградації керамічних терморезисторів з від'ємним ТКО. В. О. Балицька, М. М. Ваків, О. Й. Шпотьок (10)

Функціональна мікроелектроніка

Методика визначення динамічного діапазону напівпровідникових фотоприймачів. І. В. Докторович, В. К. Бутенко, В. М. Годованюк, В. Г. Юр'єв (14)
Спектральна фоточутливість Ni—Si:Au поверхнево-бар'єрних структур з інжекційним підсиленням. Ш. Д. Курмашев, І. М. Вікулін, С. В. Ленков, Р. Г. Сидорець (16)
Анізотропний термоелектричний компаратор. А. А. Ащеулов, І. В. Гуцул (20)

Енергетична мікроелектроніка

Охолодження перспективних накопичувачів на жорстких магнітних дисках з застосуванням теплових труб. Ю. С. Ніколаєнко, В. Ю. Кравець, В. А. Стрюченко, О. С. Білоконенко (22)
Технологічний аспект підвищення ефективності напівпровідникових фотоелектричних перетворювачів. В. В. Курак, В. В. Цибуленко, В. Л. Агбомассу (26)
Комплексне легування шарів GaAs, InGaAs при рідиннофазній епітаксії. С. І. Круковский (30)
Умови отримання порожнистих кремнієвих призми для фотоелектричних перетворювачів. Б. П. Масенко (33)

Сенсоелектроніка

Використання низькорозмірних гетероструктур з'єднань A^3B^5 в датчиках тиску. І. С. Марончук, О. Д. Кучерук, С. Ю. Єрохін, І. В. Чорний (38)
Електротепловий елемент сенсорів газу. Я. І. Лепіх (43)

Нове технологічне обладнання для мікроелектроніки

Модернізація установок фотонного відпалювання напівпровідникових пластин "Онікс". Г. В. Савицький, О. Ю. Бончик, І. І. Іжнін, С. Г. Кияк, І. А. Могиляк, І. П. Тростинський (45)

Інтегральні схеми і напівпровідникові прилади

Конструктивно-технологічні обмеження при проектуванні високовольтних КМОН ВІС. В. Г. Вербицький, В. І. Золотаревський, Ю. Є. Ніколаєнко, Л. І. Самотівка, С. С. Товмач (48)
Плівки боридів та нитридів титану, що створюють контакти, в арсенідгалієвих НВЧ-приладах. В. Н. Іванов, Р. В. Конакова, В. В. Міленін, М. А. Стовповой (54)
Плазмова технологія формування субмікронних структур ВІС. С. П. Новосядлий (57)
Силовa мікросхема для блоків регулювання газоразрядними джерелами світла. Г. І. Гаврилюк, В. В. Севаст'янов, Л. М. Бондарчук, В. В. Чечель (63)

Нові книги

В. Г. Вербицький. Іонні технології в електроніці. С. В. Денбовецький

CONTENT

The materials for microelectronics

Comprehensive approach to production of high-purity materials for microelectronics. Azhazha V. M., Kovtun G. P., Nekljudov I. M. (3)
Influence of an irradiation by fast neutrons on properties of the epitaxial arsenide gallium. Zavadsky V. A., Lenkov S. V., Lukomsky D. V., Mokritsky V. A. (7)
Mathematical modeling of degradation in NTC ceramic thermistor. Balitskaya V. A., Vakiv N. M., Shpotyuk O. I. (10)

The functional microelectronics

The technique of measurement of a dynamik range of semiconductor. Doktorovich I. V., Butenko V. K., Godovaniuk V. N., Yurjev V. G. (14)
Spectral photosensitive Ni—Si:Au-surface-barrier structures with injection amplification. Kurmashev Sh. D., Vikulin I. M., Lenkov C. V., Sidoretz R. G. (16)
Anisotropic thermoelectric comparator. Ashcheulov A. A., Gutsul I. V. (20)

The power microelectronics

Cooling of perspective accumulator on hard disk drive with application of heat pipes. Nikolajenko Yu. E., Kravets V. Yu., Striuchenko V. A., Belokonenko A. S. (22)
Technological perspective of efficiency increasing of semiconductor photoelectric converters. Kurak V. V., Tsybulenko V. V., Agbomassu V. L. (26)
Complex doping layers GaAs and InGaAs obtained by LPE. Krukovsky S. I. (30)
Hollow silicon prisms manufacturing conditions for solar cells application. Masenko B. P. (33)

The sensoelectronics

Using of III-V low-dimensional heterostructures in pressure sensors. Maronchuk I. Y., Kucheruk A. D., Erochin S. Y., Chorny I. V. (38)
Electrothermal element of gas sensors. Lepikh Ya. I. (43)

The new technological equipment for microelectronics

Modernization of the "Онікс" system for photon annealing of semiconductor wafers. Savytskii G. V., Bonchik A. Yu., Izhnin I. I., Kyjak S. G., Mogyljak I. A., Trostynskii I. A. (45)

The integrated circuits and semiconductor devices

Constructive and technological limitations for a design of high voltage CMOS LSIC. V. G. Verbitsky, V. I. Zolotarevsky, Yu. E. Nikolaenko, L. I. Samotivka, E. S. Tovmach (48)
Contact-forming films of titanium borides and nitrides in gallium-arsenide microwave devices. Ivanov V. N., Konakova R. V., Milenin V. V., Stovpovoi M. A. (54)
Plasma technology of formation of submicronic structures of the big integrated circuits. Novosiadly S. P. (57)
Power integrated circuit for blocs of control of gasdischarge sources of light. Gavrilyuk G. I., Sevastianov V. V., Bondarchuk L. M., Chechel' V. V. (63)

Д. ф.-м. н. В. М. АЖАЖА, д. ф.-м. н. Г. П. КОВТУН,
д. ф.-м. н. И. М. НЕКЛЮДОВ

Украина, ННЦ "Харьковский физико-технический институт"
E-mail: kovtun@ums.kharkov.ua

Дата поступления в редакцию
28.08 2002 г.

Оппонент д. т. н. В. А. МОКРИЦКИЙ
(ОНПУ, г. Одесса)

КОМПЛЕКСНЫЙ ПОДХОД К ПОЛУЧЕНИЮ ВЫСОКОЧИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

Изложены некоторые результаты комплекса разработок, связанных с получением высокочистых полупроводников, металлов, тигельных материалов и технологических газов.

В настоящее время достигнут высокий уровень чистоты многих полупроводниковых материалов [1]. Так, суммарное содержание основных примесных элементов в лучших образцах германия, кремния не превышает $10^{11} \dots 10^{12}$ ат./см³, в арсениде галлия — $10^{14} \dots 10^{15}$ ат./см³. Несмотря на то, что для технологий глубокой очистки веществ характерны высокие научно- и капиталоемкость (причем материальные затраты растут нелинейно с повышением степени очистки [2]), повышение чистоты материалов для микроэлектроники продолжает оставаться актуальным. Высокая степень чистоты материалов предопределяет рост экономической эффективности их использования: расширяются функциональные возможности, улучшаются эксплуатационные характеристики, увеличивается выход годной продукции и т. п.

Ниже изложены некоторые результаты комплекса разработок Национального научного центра "ХФТИ", связанных с получением высокочистых полупроводников, металлов, тигельных материалов и технологических газов применительно к задачам микроэлектроники.

Полупроводниковые материалы. В силу высокого уровня чистоты многих полупроводниковых материалов дальнейшая их очистка сопряжена с технологическими трудностями. Поэтому для нейтрализации фоновых примесей и достижения оптимальных свойств материалов иногда прибегают к компенсации мелких уровней остаточных примесей путем введения глубоких центров [3], т. е. фактически реализуется один из принципов микроэлектроники — "очистить, чтобы загрязнить" [2].

Такой подход позволяет принципиально улучшить отдельные электрофизические параметры полупроводников. Так, в случае GaAs условием получения полуизолирующих свойств является выполнение неравенства [3]

$$N_{dd} > (N_a - N_d) > 0,$$

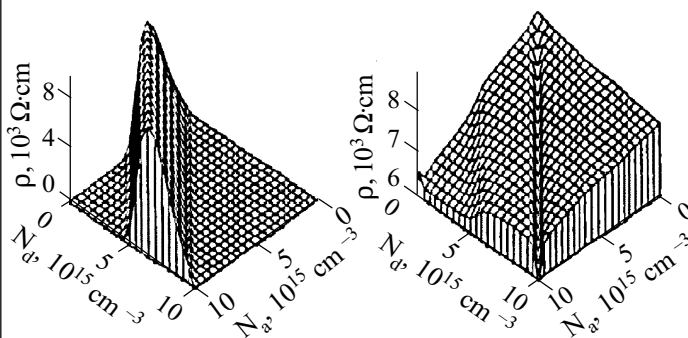
где N_{dd} — концентрация глубоких доноров (в легированном полуизолирующем GaAs в качестве компенсирующего глубокого донора выступает уровень

EL2); $N_a - N_d$ — разностная концентрация мелких остаточных акцепторов и доноров.

Варьируя соотношение концентраций N_{dd} и $(N_a - N_d)$, можно добиваться оптимизации электрофизических свойств.

Нами [4] подобный подход был использован для численного моделирования электрофизических свойств GaAs в зависимости от содержания в нем мелких акцепторов и доноров и глубокого донора. Полуизолирующие свойства нелегированного GaAs зависят от содержания в нем мелких акцепторов (углерод, Mg, Zn, Cd и др.), мелких (Si, S, Se, Sn, Te и др.) и глубоких (кислород, дефект типа EL2) доноров на уровне $< 1 \cdot 10^{16}$ ат./см³. Содержание примесей, которые могут играть роль глубоких акцепторов (Cr, Fe, Cu и др.), оказывает влияние уже на уровне $1 \cdot 10^{15}$ ат./см³.

На рисунке в качестве примера в виде трехмерного графического представления показано изменение электросопротивления (ρ) и подвижности (μ) основных носителей заряда GaAs в зависимости от концентрации мелких акцепторов N_a и доноров N_d при фиксированном содержании глубокого донора N_{dd} и отсутствии глубокого акцептора N_{da} .



Зависимость ρ и μ от содержания в GaAs мелких акцепторных N_a и донорных N_d примесей в отсутствие глубокого акцептора N_{da} при концентрации глубокого донора $N_{dd} = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$

Из рисунка видно, что ρ и μ в зависимости от соотношения фоновых и компенсирующих примесей изменяются в широких пределах. Эти результаты позволяют, по крайней мере качественно, предопределять свойства выращиваемых монокристаллов и предусматривать это в технологическом процессе.

Однако компенсация фоновых примесей легирующими добавками имеет и негативные моменты. Поведение примесных элементов не всегда бывает од-

нозначным и определяется большим числом факторов. В любом случае наличие примесных элементов в полупроводниках — это источник собственных точечных дефектов, что приводит к увеличению концентрации центров захвата носителей заряда, к неоднородности и нестабильности свойств полупроводниковых материалов. Эксплуатация изделий при повышенных температурах приводит к деградации их свойств вследствие миграции примесных ионов. Поэтому высокая чистота исходных и вспомогательных веществ на всех стадиях получения полупроводниковых материалов остается актуальной.

Высокочистые металлы. В ХФТИ на протяжении длительного времени развиваются физические методы получения высокочистых металлов (дистилляция, электронно-лучевая плавка, зонная плавка, электроперенос и др.) с применением вакуумной и сверхвысоковакуумной техники [5, 6]. Получено более 30 высокочистых металлов (Be, Zr, Nb, Ta, Mo, W, Cr, Re, Ru, Os, Ca, Ga, Zn, Cd, Te, Y, Sc, PЗМ и др.), которые используются как для научных исследований, так и для различных областей новой техники, в т. ч. и микроэлектроники.

Выбор метода рафинирования конкретного металла определяется его физико-химическими свойствами. Вместе с тем для получения сверхчистых металлов эффективнее сочетание различных по природе методов, чем многократное повторение одного и того же, даже самого эффективного. Это связано с различной физической природой разделения примесных элементов в разных методах. Так, при плавке и дистилляции в вакууме коэффициент разделения примеси и основы (β) определяется различием их упругости паров. В условиях равновесия

$$\beta = \frac{P_A^0 N_A \gamma_A}{P_B^0 N_B \gamma_B} \sqrt{\frac{M_B}{M_A}},$$

где P_A^0 , P_B^0 , N_A , N_B , γ_A , γ_B , M_A , M_B — упругость пара, мольная доля, коэффициент активности и молекулярный вес основного вещества (A) и примеси (B), соответственно.

В кристаллизационных методах рафинирования основным показателем очистки вещества от примесных элементов является равновесный коэффициент распределения K_0 , представляющий собой отношение концентраций примеси в твердой и жидкой фазах ($K_0 = C_{\text{тв}}/C_{\text{ж}}$). Разделение примесей в металлах под действием постоянного электрического поля (электроперенос) основано на различной подвижности примесных ионов и основного вещества.

На основе исследования поведения отдельных примесей или их групп при рафинировании металлов различными физическими методами в ХФТИ разработаны и реализованы высокоэффективные методы рафинирования:

— вакуумная дистилляция (в т. ч. с конденсацией пара на колонку с градиентом температуры в замкнутом объеме), прогрев и перегонка металла в одном цикле рафинирования и их сочетание в определенной последовательности;

— плавка и зонная перекристаллизация в сверхвысоком вакууме и в контролируемых (активных) средах с применением электронно-лучевого нагрева;

— электроперенос в твердой фазе;

— зонная плавка в сочетании с электропереносом;

— различные сочетания вышеперечисленных методов.

Применительно к потребностям электроники и микроэлектроники был получен целый ряд высокочистых металлов. Так, методами прогрева и дистилляции в вакууме были получены цинк, кадмий и теллур с содержанием основного компонента не менее 99,999%*, а галлия — 99,9999% [7]. Последующее применение кристаллизационных методов рафинирования позволило получить цинк, кадмий и теллур чистотой 99,9999%, а галлий — 99,99999%. Эти методы были использованы для синтеза и последующего выращивания монокристаллов полупроводниковых соединений GaAs, CdTe, ZnTe, CdZnTe. Монокристаллы GaAs предназначались для получения полупроводниковых подложек диаметром до 80 мм с плотностью дислокаций $(1...2) \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$. На основе полупроводниковых соединений CdTe, CdZnTe начаты разработки детекторов нового поколения.

Отжиг порошков ниобия и тантала в активных средах и сверхвысоком вакууме позволил снизить содержание кислорода, азота и углерода в сумме до $5 \cdot 10^{-3} \%$ и использовать порошки для создания качественных конденсаторов и др. изделий электроники.

Следует отметить, что у высокочистых металлов нередко обнаруживаются новые свойства, которые могут быть использованы для создания новых приборов и устройств. Наиболее отчетливо эти новые свойства проявляются при низких температурах. Например, бериллий чистотой 99,99% в области температуры 77 К обладает удельным электросопротивлением примерно на порядок ниже, чем высокочистые медь и серебро [8]. Это позволило создать гиперпроводящие магнитные системы с малыми размерами и массой. Удельное сопротивление высокочистых монокристаллов вольфрама (99,99995%) в магнитном поле при $T=4,2$ К в определенном кристаллографическом направлении возрастает в несколько миллионов раз [6], приближаясь по величине к полупроводниковым материалам. У высокочистых монокристаллов рутения (99,999%) при $T=4,2$ К обнаружен магнитный пробой [6]. В условиях магнитного пробоя происходит изменение коэффициента Холла — в несколько раз, проводимости — на порядок, возникают гигантские осцилляции термо-эдс, амплитуда которых превосходит классические на два порядка. Подобные явления наблюдались и у высокочистых монокристаллов рения (99,9999%). Эти и другие эффекты могут быть использованы для разработки принципиально новых устройств криоэлектроники [9].

Дальнейшее повышение чистоты металлов может способствовать решению ряда прикладных задач, в т. ч. и проблемы “металлической электроники” [9]. Концентрация электронов проводимости в металлах составляет $\sim 10^{22} \text{ эл./см}^3$, что на несколько порядков

* Здесь и далее чистота металлов дана в мас. %.

выше по сравнению с полупроводниками. Наличие металлических монокристаллов с достаточно большой длиной свободного пробега электронов (сверхчистый и структурно совершенный монокристалл) и способов управления электронами проводимости в кристаллах принципиально позволяет создать криоэлектронные приборы, эффективность которых была бы существенно выше по сравнению с полупроводниковыми.

Тигельные материалы. Материал контейнера для выращивания высокочистых полупроводниковых монокристаллов является одним из важнейших технологических факторов, определяющих качество монокристаллов. В частности, для выращивания монокристаллов GaAs в основном используются тигли из кварца и пиролитического нитрида бора (BN). Основной недостаток кварцевых тиглей — возможность загрязнения GaAs кремнием, крайне нежелательной донорной примесью. Многие проблемы, связанные с загрязнением GaAs, устраняются при использовании тиглей из высокочистого BN. В то же время тигли из кварца намного дешевле и относительно недефицитны. Поэтому актуальными являются попытки получать кварцевые тигли с защитными покрытиями, инертными по отношению к расплаву GaAs.

В ХФТИ были выполнены поисковые исследования по изучению стойкости кварцевых тиглей с покрытиями из BN, TiN и AlN к воздействию расплавов GaAs и чистого галлия. Критериями для выбора материалов в качестве покрытий служили температура плавления, термостойкость, жаростойкость, химическая стойкость в расплавах. При выборе покрытий учитывались их температурные коэффициенты расширения, а также возможности методов по получению плотных и высокочистых защитных покрытий.

Покрытия из BN наносились газофазным методом [10], одно из достоинств которого состоит в том, что исходные вещества, используемые для формирования покрытий, могут быть предварительно очищены путем дистилляции или ректификации. Покрытия из TiN и AlN наносились ионно-плазменным методом [11]. Во всех случаях толщина покрытий не превышала 6—8 мкм.

Испытания кварцевых тиглей, покрытых BN, проводились в условиях, приближенных к условиям получения нелегированных монокристаллов GaAs по стандартной технологии. Тигли с покрытиями TiN и AlN испытывались с использованием расплава чистого галлия при температуре ~1300°C в течение 25 ч. Оценка защитного действия покрытий при контакте тигельных материалов с расплавом GaAs осуществлялась путем контроля примесей Si, В в выращенных монокристаллах и измерения величин электросопротивления и подвижности. В случае контакта тиглей с чистым галлием определялось содержание примесей Si, Ti, Al в галлии.

Из полученных результатов нельзя было получить однозначного ответа об эффективности защитного действия покрытий из-за разброса значений электрофизических параметров монокристаллов GaAs, величины которых могли зависеть и от других условий выращивания монокристаллов. Вместе с тем содер-

жание Si в GaAs имело достаточно низкий уровень (~1·10⁻⁵ %, нижний предел обнаружения масс-спектрометра), сравнимый с величинами, достигаемыми при использовании тиглей из BN. Содержание Si в галлии, выдержанном при температуре ~1300°C в тиглях с покрытиями из TiN и AlN, составило величину на два порядка ниже по сравнению с галлием, обработанным в тиглях без покрытия. Содержание Ti и Al в галлии в обоих случаях не изменилось.

Таким образом, несмотря на отсутствие корреляционной зависимости изменения электрофизических свойств GaAs при использовании кварцевых тиглей с покрытиями и без них, направление работ по получению кварцевых контейнеров с защитными покрытиями является перспективным и заслуживает продолжения. В первую очередь это относится к совершенствованию технологий нанесения покрытий на кварц.

Высокочистые газы. Технологические газы (Ar, He, N₂, H₂ и др.) используются в технологиях производства высокочистых полупроводниковых материалов, интегральных микросхем, световой оптике и т. п. Главное требование к газам — высокий уровень их чистоты. Учитывая, что транспортировка высокочистых газов к месту их использования неизбежно приводит к загрязнению газов, перспективным направлением является создание локальных устройств по очистке газов, максимально приближенных к объектам потребления.

На основе чистых металлов в ХФТИ был разработан ряд металлических геттерных материалов [12]. Исходя из анализа сорбционных свойств химически активных металлов в качестве материала геттера были выбраны сплавы на основе циркония и гафния (Zr—Al, Zr—Al—P3M, Zr—Fe, Zr—Fe—P3M, Mo—Fe). Эти материалы имеют рабочую температуру 200...400°C и могут неоднократно использоваться после соответствующей химической активации.

Из анализа масс-спектрометрических исследований геттерных свойств различных материалов был сделан вывод, что наиболее приемлемым материалом для использования в устройствах очистки газов является сплав Zr (84%)—Al (16%). Данный сплав в интервале температур 200...400°C поглощает широкий спектр газовых примесей (H₂, O₂, N₂, H₂O, CO, CO₂, CH₄) в очищаемых газах и позволяет достигать высокой степени их очистки. Так, при начальном содержании примесей в техническом аргоне ~10⁻² % их остаточная концентрация после очистки снижается до ~10⁻⁵ %.

Исследования показали, что для достижения задаваемых параметров по глубине очистки и ресурсу работы геттерные элементы могут иметь сравнительно небольшие размеры — рабочую длину ~300 мм и диаметр 35—40 мм. Поэтому с учетом измерительной аппаратуры и вспомогательного оборудования устройство по очистке газов может размещаться рядом с любым объектом потребления чистого газа. С использованием описанных геттерных элементов были разработаны установки для очистки газов, используемых для получения высокочистых веществ, сварки активных металлов и др. целей.

Таким образом, проблема получения высокочистых исходных материалов микроэлектроники предполагает решение комплекса задач — от установления электрофизических свойств материалов в связи с содержанием примесных элементов, от исследования новых свойств чистых металлов — до совершенствования технологического оборудования и устройств очистки технологических газов.

Использование результатов, полученных в ХФТИ, позволяет уже на начальных стадиях производства изделий микроэлектроники заложить основы экономической эффективности технологических процессов и функционального уровня выпускаемой продукции.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Девярых Г. Г. Разработка высокочистых материалов // В сб.: Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя.— Київ: Наук. думка, 1998.
2. Нисельсон Л. А., Копецкий Ч. В. Проблема чистоты материалов в электронике // Высокочистые вещества.— 1998.— № 2.— С. 20—30.
3. Марков А. В., Большева Ю. Н., Освенский В. Б. Некоторые аспекты получения монокристаллов полупроводящего арсенида галлия высокой чистоты. Установление критериев необходимой чистоты материала // Там же.— 1993.— № 1.— С. 86—89.
4. Ковтун Г. П., Кутний В. Е. Разработка, исследование и применение новых полупроводниковых материалов // ВАНТ. Сер. Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники.— 1999.— № 1.— С. 48—56.
5. Тихинский Г. Ф., Ковтун Г. П., Ажажа В. М. Получение сверхчистых редких металлов.— М.: Металлургия, 1986.
6. Ажажа В. М., Ковтун Г. П., Тихинский Г. Ф. Получение и металлофизика особо чистых металлов // Металлофиз. и новейшие технол.— 2000.— Т. 22, № 2.— С. 21—35.
7. Ковтун Г. П., Кравченко А. И., Щербань А. П. Получение высокочистых галлия, цинка, кадмия и теллура для микроэлектроники // Технология и конструирование в электронной аппаратуре.— 2001.— № 3.— С. 6—8.
8. Плетенецкий Г. Е., Тихинский Г. Ф., Кошкарев Г. С. Влияние чистоты на электрические свойства бериллия // ВАНТ. Сер. Общая и ядерная физика.— 1983.— № 1.— С. 55—58.
9. Старцев В. Е., Ковтун Г. П. Электронные свойства особо чистых монокристаллов переходных металлов // Высокочистые вещества.— 1988.— № 4.— С. 124—135.
10. Иванов В. Е., Нечипоренко Е. П., Криворучко В. М., Сагалович В. В. Кристаллизация тугоплавких металлов из газовой фазы.— М.: Атомиздат, 1974.
11. Толок В. Т., Падалка В. Г. Разработка и внедрение новых методов вакуум-плазменной технологии высоких энергий // Вестник АН УССР.— 1979.— № 4.— С. 40—50.
12. Коцарь М. Л., Ажажа В. М., Борисов М. И. Технология получения геттерных порошков для глубокой очистки газов // Высокочистые вещества.— 1992.— № 4.— С. 108—112.

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

- Телевизионное устройство для исследования радужной оболочки глаза. А. Т. Рагимов (Азербайджан, г. Баку)
- Модель нанометрового электронного прибора. В. А. Дроздов, М. А. Дроздов, В. В. Ковальчук (Украина, г. Одесса)
- Автоматические станции контроля загрязнения атмосферы в информационно-измерительной системе экологического мониторинга Украины. А. А. Дашковский, В. Ф. Рыжков (Украина, г. Киев)
- Устройство для регулирования водопотребления. М. Д. Скубилин, В. К. Стефаненко, О. Б. Спиридонов (Россия, г. Таганрог)
- Получение кремния электродным восстановлением продуктов пиролиза рисовой лузги. И. Е. Марончук, Б. П. Масенко, М. В. Повстаной, В. А. Завадский, О. В. Соловьев (Украина, гг. Херсон, Одесса)
- Применение системного подхода для синтеза базовых несущих конструкций радиоэлектронных средств. А. С. Кондрашов, В. И. Шелест (Россия, г. Санкт-Петербург)
- Радиотехнические методы диагностики энергетических установок. Ю. В. Ермилов (Украина, г. Одесса)
- Контролепригодная схема двоичного сумматора на основе 16-разрядной группы секций. А. И. Тимошкин (Украина, г. Днепрпетровск)
- Поверхностный монтаж электронных компонентов: особенности использования. А. А. Грачев (Украина, г. Киев)



- Анизотропный термоэлемент в режиме генерации электроэнергии. А. А. Ащеулов, В. Г. Охрем, Е. А. Охрем (Украина, г. Черновцы)
- Особенности построения бортовых телеметрических систем малых спутников. К. В. Колесник, В. В. Пискорж (Украина, г. Харьков)

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

К. т. н. В. А. ЗАВАДСКИЙ, д. т. н. С. В. ЛЕНКОВ,
Д. В. ЛУКОМСКИЙ, д. т. н. В. А. МОКРИЦКИЙ

Украина, Одесская нац. морская академия,
Одесский нац. политехнический университет;
г. Киев, Нац. авиационный университет
E-mail: vadim@vag.intas.odessa.ua

Дата поступления в редакцию
13.02 — 31.07 2002 г.

Оппонент д. ф.-м. н. Ф. Д. КАСИМОВ
(КБКП, г. Баку)

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ АРСЕНИД ГАЛЛИЯ

Показана возможность управления электрофизическими параметрами эпитаксиальных слоев арсенида галлия с помощью радиационной обработки быстрыми нейтронами.

Явление радиоактивности со времени его открытия интенсивно используется учеными для исследований свойств материалов [1]. В течение последних нескольких десятилетий внимание исследователей привлекла также возможность использования радиоактивности в технологических целях [1, 2], достаточно успешно решались технические и экономические проблемы использования радиационной технологии в полупроводниковой промышленности Украины и России [1—5].

В настоящей работе проведен анализ возможностей воздействия радиационного облучения быстрыми нейтронами на свойства эпитаксиальных слоев (ЭС) арсенида галлия с целью радиационного управления электрофизическими свойствами ЭС GaAs.

Облучению нейтронами подвергались нелегированные эпитаксиальные слои арсенида галлия с остаточной концентрацией активных примесей $(1...10) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а также легированные цинком и теллуром (см. таблицу).

Источником быстрых нейтронов с энергией 14,5 МэВ служил генератор нейтронов типа НГ-150. Поток нейтронов измерялся методом активации фольги — диска из высокочистой меди (99,9%) толщиной 0,25 мм и диаметром 10–25 мм. Время облучения — 1 мин, выдержка образцов после облучения — 1 мин. Гамма-активность радиоизотопа ^{62}Cu измеряли сцинтиляционным детектором с кристаллом NaI(Fe) диаметром 75 мм на расстоянии 30 мм от центра. Медный диск помещался между двумя пластинками из полистирола толщиной 9,5 мм и диаметром 30—45 мм. В качестве анализирующей аппаратуры использовался многоканальный амплитудный анализатор АИ-1024.

Расчет величины интегрального потока нейтронов производился по формуле [6]

$$\Phi_0 = \frac{S_p}{Eaqp}, \quad (1)$$

где S_p — площадь фотопика;

E — эффективность регистрации для геометрии "источник—детектор";

a — поправка на поглощение в полистироле и кожухе детектора;

q — выход гамма-квантов на акт распада изотопа ^{62}Cu ;

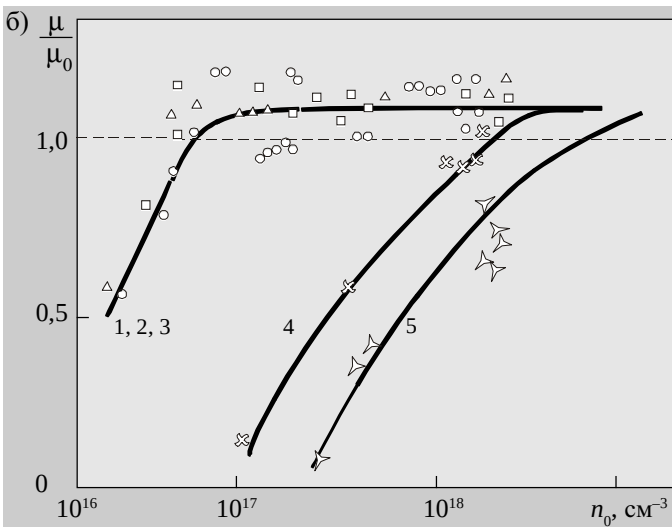
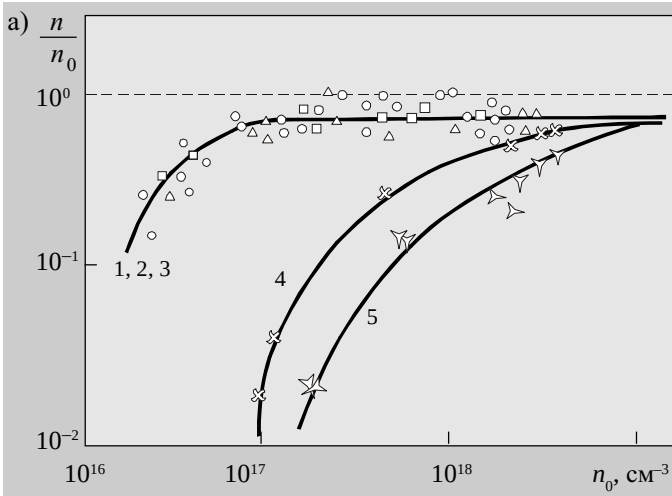
p — экспериментальная эффективность фотопика.

*Изменение электрофизических параметров арсенида галлия, облученного нейтронами
(для дозы облучения $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$)*

Удельное сопротивление, Ом·см			Концентрация носителей, см^{-3}			Подвижность, $\text{см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$		
До облучения	После облучения	Относительное изменение, %	До облучения	После облучения	Относительное изменение, %	До облучения	После облучения	Относительное изменение, %
Подложки								
0,01888	0,01895	+0,4	$1,39 \cdot 10^{17}$	$1,35 \cdot 10^{17}$	–17,3	2380	2880	+21,0
0,01632	0,01638	+0,4	$1,53 \cdot 10^{17}$	$1,26 \cdot 10^{17}$	–17,7	2498	3029	+21,3
Нелегированные эпитаксиальные слои								
0,06176	0,36151	+485,3	$1,86 \cdot 10^{16}$	$4,8 \cdot 10^{15}$	–74,1	5430	3591	–33,86
0,05840	0,51560	+782,8	$2,39 \cdot 10^{16}$	$4,40 \cdot 10^{15}$	–81,59	4475	2770	–38,10
Эпитаксиальные слои, легированные теллуром								
0,00563	0,00639	+13,44	$3,70 \cdot 10^{17}$	$3,04 \cdot 10^{17}$	–17,80	2996	3207	+7,04
0,00520	0,00517	–0,70	$6,86 \cdot 10^{17}$	$5,76 \cdot 10^{17}$	–16,00	1751	2100	+19,9
Эпитаксиальные слои, легированные цинком								
0,00191	0,00199	+4,81	$1,45 \cdot 10^{18}$	$1,2 \cdot 10^{18}$	–17,24	2261	2595	+14,80
0,05690	0,05550	–2,50	$1,05 \cdot 10^{18}$	$8,63 \cdot 10^{17}$	–17,8	104	130	+25,1

Значения основных параметров слоев до и после облучения дозами $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ нейтронов приведены в таблице. После облучения более высокими дозами нейтронов удельное сопротивление слоев в отдельных случаях возросло настолько, что его невозможно было измерить методом Ван-дер-Пау.

Анализ полученных данных показывает, что при малых дозах облучения (до 10^{15} см^{-2}) и высокой начальной концентрации свободных носителей заряда в слоях их электрофизические характеристики изменяются: уменьшается концентрация и возрастает подвижность носителей заряда. При этом степень их изменения не зависит от типа легирующей примеси. При больших дозах облучения наблюдается компенсация материала слоя радиационными дефектами. Это проявляется в уменьшении концентрации носителей заряда и их подвижности и возрастании величины удельного сопротивления слоя. Изменение параметров слоя здесь также не зависит от типа легирующей примеси.



Зависимость относительного изменения концентрации (а) и подвижности (б) от начальной концентрации носителей заряда в арсениде галлия при различных дозах облучения нейтронами: $\circ$ — $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$; $\square$ — $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$; $\triangle$ — $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$; $\times$ — $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$; ∇ — $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$

Эти особенности хорошо видны на графиках зависимости относительного изменения в слое концентрации и подвижности от начального значения концентрации носителей заряда и дозы облучения нейтронами (см. рисунок), где n_0 , n — концентрация но-

сителей заряда, μ_0 , μ — подвижность — до и после облучения, соответственно. При дозах облучения $(1 \dots 10) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ изменение параметров зависит только от начальной концентрации носителей заряда и не зависит от дозы облучения (кривые 1, 2, 3). При $n_0 > 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ здесь наблюдается улучшение параметров эпитаксиального слоя независимо от типа и концентрации легирующей примеси. При дозах облучения, больших $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, наблюдаются значительные изменения параметров, зависящие от дозы облучения и не зависящие от типа легирующей примеси.

Анализ изменения концентрации носителей заряда от дозы облучения нейтронами показывает, что ее уменьшение, подобное результатам, полученным в работе [7, с. 44], наблюдается в нашей работе при начальной концентрации активных примесей в них

$$n_0 \leq (50 \dots 250) \Phi_{\Pi}, \quad (2)$$

где Φ_{Π} — доза облучения нейтронами.

При этом меньшим дозам соответствует большее значение числового коэффициента.

Стойкость слоев к облучению нейтронами зависит в значительной степени от дозы облучения. Облучение дозами нейтронов больше $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ вызывает большие изменения электрофизических свойств слоев.

Оценим в этих условиях темп компенсации носителей заряда радиационными дефектами. Считаем, что процесс выведения носителей заряда протекает по экспоненциальному закону:

$$n = n_0 \cdot \exp(-K_n \Phi_{\Pi}), \quad (3)$$

где K_n — коэффициент, характеризующий скорость выведения носителей заряда.

При облучении дозами нейтронов $(1 \dots 100) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и начальной концентрации свободных носителей заряда в пределах $(2 \dots 200) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ оказалось, что величина K_n зависит не только от начальной концентрации носителей в эпитаксиальном слое, но и от дозы облучения. Следует отметить, что такая зависимость носит сложный характер. Это позволяет предположить существование, по крайней мере, двух различных по своей природе механизмов воздействия нейтронного облучения на свойства эпитаксиальных слоев арсенида галлия.

Таким образом, влияние облучения нейтронами на электрофизические параметры эпитаксиальных слоев арсенида галлия приводит к следующим результатам.

1. Влияние нейтронов на электрофизические параметры эпитаксиальных слоев арсенида галлия характеризуется существованием некоторого порога в значениях дозы облучения: до нее облучение не влияет или улучшает свойства слоев, а после нее их параметры ухудшаются. По этому признаку такую дозу можно условно считать порогом стойкости свойств слоев к облучению нейтронами.

2. Положение обнаруженного порога на кривых взаимной зависимости параметров n_0 , μ_0 , Φ определяется сочетанием их значений. При этом выделяют два основных случая. Первый определяется сочетанием $n \geq (50 \dots 250) \Phi_{\Pi}$. В этом случае облучение

улучшает свойства слоев. Подобный эффект устойчив к отжигу до 200—300°C. Второй случай проявляется для $n \leq (50 \dots 250) \Phi_{\Gamma}$. Здесь результатом облучения является компенсация слоя радиационными дефектами вплоть до полуизолирующего состояния. Такой эффект сохраняет термическую устойчивость до значений температуры 550—600°C.

3. Предположительно первый случай может быть вызван переходом собственных атомов кристаллической решетки слоя из междоузельного в регулярное положение под действием нейтронов. Улучшение структуры при этом изменяет условия рассеивания и генерации носителей заряда. Кроме того, здесь велика вероятность образования кластеров типа «радиационный дефект — примесь — вакансия», способствующих стоку свободных носителей заряда. Второй случай может быть обусловлен созданием при больших дозах облучения радиационных дефектов, выступающих в роли глубоких акцепторных примесей. Это объясняет сильную компенсацию слоев и термическую устойчивость такого эффекта.

4. Воздействие облучения не зависит от типа легирующей примеси и протяженности слоя (подложка или эпитаксиальный слой).

5. В технологическом аспекте облучение нейтронами как средство управления свойствами эпитаксиальных слоев арсенида галлия следует разделить на два вида в зависимости от дозы облучения. Первый вид — малые дозы облучения до $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Он может служить средством улучшения свойств слоев (повышения подвижности носителей заряда и увеличения быстродействия) и проявляется наиболее эффективно для слоев с начальной концентрацией свободных носителей заряда более $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Второй

вид — дозы облучения более $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Основной эффект его воздействия — уменьшение концентрации и подвижности носителей заряда. Для повышения стойкости к данному виду облучения следует легировать слои GaAs до концентрации легирующей примеси не менее $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Костенко С. П. Механизмы управляемого структурообразования поверхностей слоев Pd–Ag при облучении α -частицами // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 1998. — № 2. — С. 36—39.

2. Костенко С. П. Тенденции в материаловедении как перспектива появления новых электронных компонентов // Там же. — 1999. — № 2—3. — С. 37—43.

3. Chernov I., Mamontov A. Ordering of defective crystal structure by ionizing radiation (effect of small doses of radiation) // Program of the MRS 1998 Spring Meeting. — San-Francisco, CA. — 1998. — P. 51.

4. А. с. 1618213 СССР. Способ формирования поверхностных полупроводниковых структур / В. Л. Августинюк, Д. И. Бидный, С. П. Костенко и др. — 01.09.1990.

5. Конакова Р. В., Тхорик Ю. А., Хазан Л. С. Возможности радиационной технологии в производстве диодов // Электронная техника. Сер. Полупроводниковые приборы. — 1988. — № 2. — С. 47—56.

6. Мокрицкий В. А., Завадский В. А. Влияние радиационной обработки на параметры интегральных преобразователей температуры // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 2001. — № 1. — С. 25—27.

7. Belyaev A. E., Breza J., Venger E. F. et al. Radiation resistance of GaAs-based microwave Schottky-barrier devices. Some physico-technological aspects. — Киев.: ИНТЕРПРЕС ЛТД, 1998.

Редакция журнала

"Технология и конструирование в электронной аппаратуре"

ПРОСИТ ПОИНТЕРЕСОВАТЬСЯ,

подписана ли Ваша организация на журнал "ТКЭА" на 2003 год (индекс в подписных каталогах — **71141**, периодичность — 6 номеров в год). Подписку можно оформить не только в почтовом отделении, но и непосредственно через редакцию, начиная с любого номера. Для этого направьте заявку по адресу: Украина, 65005, Одесса, ул. Прохоровская, 45, редакция "ТКЭА" или по e-mail: tkea@odessa.net

ПРИГЛАШАЕТ ЧИТАТЕЛЕЙ ЖУРНАЛА К СОТРУДНИЧЕСТВУ:

Вы можете подготовить статью — рекомендации авторам по подготовке рукописи опубликованы в этом номере;

Вы можете разместить в журнале рекламу;

Вы можете заказать издание книги;

Вы можете написать письмо по поводу, представляющему, на Ваш взгляд, интерес для читателей журнала;

Вы можете задать вопрос, который, как Вы считаете, интересует не только Вас.

Журнал "ТКЭА" — для Вас. Пишите (лучше по e-mail: tkea@odessa.net), приходите (г. Одесса, ул. Прохоровская, 45), звоните (048—733-67-91, 733-72-83)

К. ф.-м. н. В. А. БАЛИЦКАЯ, к. т. н. Н. М. ВАКИВ,
д. ф.-м. н. О. И. ШПОТЮК

Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие “Карат”
E-mail: shpotyuk@novas.lviv.ua

Дата поступления в редакцию
24.05 2002 г.

Оппонент к. ф.-м. н. В. В. КОВАЛЬЧУК
(Южно-украинский пед. ун-т
им. К. Д. Ушинского, г. Одесса)

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕГРАДАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ ТЕРМОРЕЗИСТОРОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ ТКС

Процессы термостарения исследованных терморезисторов адекватно описываются расширенной экспоненциальной релаксационной функцией ДеБаста—Джиларда или Уильямса—Уоттса.

Как известно, одной из важнейших проблем современного электронного приборостроения является обеспечение высокого уровня стабильности используемых функциональных материалов, к которым относятся, в частности, и широко применяемые керамические терморезисторные элементы (ТР) с отрицательным температурным коэффициентом сопротивления (ТКС). В этой связи особенно актуальной представляется проблема количественного описания кинетики термодегradации основных электрических характеристик ТР. Многочисленные исследования ТР, проведенные ранее, показали, что изменения их электрического сопротивления R и термической константы B в процессе низкотемпературного деградационного теста ($T=100\text{—}150^\circ\text{C}$) сопровождаются монотонным увеличением вышеуказанных параметров до насыщения.

Достаточно детально особенности кинетики старения керамических ТР на основе манганитов переходных металлов были описаны Дж. Беккером еще в 1946 г. [1]. Им показано, что электрическое сопротивление R всегда возрастает со временем t термоэкспозиции, причем наиболее существенные изменения наблюдаются на протяжении первых 50—200 часов изотермической выдержки образцов, а максимальное абсолютное значение $R_{\max}$ определяется химическим составом керамического материала, технологическими параметрами его приготовления, физическими свойствами используемых контактов и т. п. Аналогичные закономерности наблюдались впоследствии и другими авторами.

Тем не менее, несмотря на достаточно большое количество экспериментальных работ, посвященных деградации керамических материалов, точное функциональное выражение, соответствующее ее кинетике, до сих пор не было установлено. Первые визуальные наблюдения показали, что процессы релаксации в ТР-керамике описываются зависимостью, близ-

кой к экспоненциальной. Совсем недавно А. Фельцем [2] было установлено, что для керамических ТР на основе NiMn_2O_4 монотонно нарастающая экспоненциальная функция является наиболее приемлемой для описания низкотемпературного изотермического старения константы B . Однако возможности использования с этой целью других аналитических соотношений не рассматривались.

Это обстоятельство крайне отрицательно воспринимается на фоне целого ряда известных работ, посвященных количественному описанию деградационных процессов в различных топологически-разупорядоченных материалах. Так, установлено, что существует не менее пяти математических функций для количественного описания деградации радиационно-индуцированных эффектов в халькогенидных стеклообразных полупроводниках [3—5]. Эти т. н. релаксационные функции (РФ) $M_\eta(t)$ в общем виде задаются соотношением [6]

$$M_\eta(t) = \frac{\eta_t - \eta_\infty}{\eta_0 - \eta_\infty}, \quad (1)$$

в котором контролируемый релаксационный параметр $\eta(t)$ принимает граничные значения до и после деградационного теста ($t=0$ и $t=\infty$) соответственно $\eta_0=\text{const}$ и $\eta_\infty=0$.

Вполне понятно, что монотонно нарастающую релаксационную кинетику деградации, выражающуюся увеличением контролируемого параметра $\eta(t)$ со временем t , можно определить как

$$N_\eta(t) = 1 - M_\eta(t) = 1 - \frac{\eta_t - \eta_\infty}{\eta_0 - \eta_\infty} = \frac{\eta_t - \eta_0}{\eta_\infty - \eta_0}. \quad (2)$$

Именно эта РФ $N_\eta(t)$ описывает кинетику термостимулированного увеличения электрического сопротивления керамических ТР с отрицательным ТКС.

В свою очередь, контролируемый релаксационный параметр $\eta(t)$ определяется основным деградационным уравнением, которое в самом общем виде может быть записано как [3]

$$\frac{d\eta}{dt} = -\lambda \eta^\alpha t^\beta, \quad (3)$$

где λ , α и β — некоторые постоянные, зависящие, прежде всего, от типа исследуемого материала.

Необходимо отметить, что термостимулированные релаксационные процессы в некоторых оксидных

Работа была поддержана НТЦ Украины (проект 2080). Часть математических вычислений проводилась в сотрудничестве с Институтом электронных систем Варшавского технологического университета (Польша).

стеклах описываются несколько упрощенным дифференциальным уравнением, полученным из (3) при условии $\beta=0$ [7].

Возможные РФ $N_\eta(t)$, полученные для различных частных решений уравнения (3) в зависимости от значений параметров α и β , представлены в табл. 1. В случае $\alpha=1$ и $\beta=0$ получаем хорошо известную мономолекулярную РФ, выраженную простой экспоненциальной зависимостью от времени (РФ 1 в табл. 1). Если деградация вызвана рекомбинацией специфических пар, таких как электроны и дырки, вакансии и включения и т. п., то кинетика деградации определяется бимолекулярной РФ (РФ 2 в табл. 1), полученной при $\alpha=2$ и $\beta=0$. Точным решением дифференциального уравнения (3) при $\beta=0$ есть РФ 3, которая часто используется для описания пострадиационных термических эффектов в некоторых оксидных стеклах [7]. В случае $\beta \neq 0$ и $\alpha=1$ релаксационный процесс описывается РФ 4, которая является наиболее подходящей для количественного описания структур-

ной, механической и электрической деградации в стеклах и других материалах с т. н. дисперсной природой релаксации [6]. Данная РФ 4 была введена ДеБастом и Джиллардом [8], а также, независимо, Уильямсом и Уоттсом [9]. Точным решением дифференциального уравнения (3) с произвольными значениями констант α и β в пределах от 0 до 1 является РФ 5.

Цель настоящей работы — установить адекватное математическое выражение для описания кинетики деградации электрических параметров керамических ТР с отрицательным ТКС на основе манганитов переходных металлов, принимая во внимание вышеприведенные возможные варианты аналитического описания аналогичных процессов в других топологически-разупорядоченных материалах.

Для исследований выбирались ТР различных химических составов, полученные при широком изменении основных технологических параметров их приготовления. Предварительно тестированные карбонатные соли высокой чистоты взвешивались и тщательно перемешивались, после чего просушивались на воздухе при $T=700 \pm 5^\circ\text{C}$ в течение 4 ч. Полученный таким образом порошок молотли, перемешивали с органической связкой и прессовали в таблетки диаметром 11 мм. Приготовленные таблетки спекали на воздухе при определенных температурах T_s . Затем на поверхность подготовленного керамического диска наносили серебросодержащую пасту при $T=850 \pm 5^\circ\text{C}$. (Более детальную информацию о технологическом процессе изготовления керамических ТР с отрицательным ТКС можно найти в [10—13]).

Измерения электрического сопротивления проводились при температуре 25°C после определенной низкотемпературной выдержки на протяжении 24, 72, 144, 288, 500, 740 и 1000 ч. В качестве релаксационного параметра η использовалась величина относительного изменения электрического сопротивления $\Delta R/R_0$, доверительный интервал измерения которой составлял $\sim 0,2\%$. Это значение погрешности обусловлено точностью используемого измерительного оборудования. Более существенные значения погрешности, наблюдаемые в некоторых экспериментальных точках, вызваны неточностью репродукции деградационных циклов (в частности, режимами охлаждения от температуры старения до температуры измерения электрического сопротивления, т. е. до $T=25^\circ\text{C}$, влиянием температуры окружающей среды, влажности и т. п.). Полный статистический анализ, проведенный для большого ряда исследуемых партий ТР (по 20—30 образцов в каждой) показал, что вышеназванный фактор приводит к увеличению значения погрешности релаксационного параметра η примерно до $\pm 0,5\%$.

Для определения композиционной зависимости кинетики деградации ТР исследовались следующие партии образцов: Ni-обогащенные $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$, $T_s=1170 \pm 5^\circ\text{C}$, Cu-обогащенные $(\text{Cu}_{0,8}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$, $T_s=940 \pm 5^\circ\text{C}$) и Co-обогащенные $(\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$, $T_s=1200 \pm 5^\circ\text{C})$. Температура старения всех образцов составляла 125°C .

Температурная зависимость кинетики деградации ТР исследовалась на примере трех партий Ni-обогащенных ТР, выдержанных при температурах 125, 155 и 170°C .

Таблица 1
Релаксационные функции $N_\eta(t)$, описывающие кинетику деградации параметра η в исследуемых ТР

Мономолекулярная РФ 1 ($\alpha=1, \beta=0$)	$N_\eta(t) = 1 - \eta_0 \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)$ $\eta_0 = \exp(c), \tau = \frac{1}{\lambda}, c = \text{const}, \lambda \neq 0$
Бимолекулярная РФ 2 ($\alpha=2, \beta=0$)	$N_\eta(t) = 1 - \frac{\eta_0}{1 + \frac{\tau}{t}}$ $\eta_0 = \exp(c), \tau = \frac{1}{\lambda}, c = \text{const}, \lambda \neq 0$
РФ 3 ($\alpha \neq 0, \beta=0$)	$N_\eta(t) = 1 - \frac{\eta_0}{\left(1 + \frac{\tau}{t}\right)^\kappa}$ $\eta_0 = c^{\frac{1}{\alpha-1}}, \tau = \frac{c}{\lambda(\alpha-1)}, \kappa = \frac{1}{\alpha-1},$ $c = \text{const}, \alpha \neq 1, \lambda \neq 0$
РФ 4 ($\alpha=1, \beta \neq 0$) — функция ДеБаста— Джилларда или Уильямса—Уоттса	$N_\eta(t) = 1 - \eta_0 \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau}\right)^\kappa\right]$ $\kappa = 1 + \beta, \eta_0 = \exp(c),$ $c = \text{const}, \beta \neq -1, \lambda \neq 0$
РФ 5 ($\alpha \neq 0, \beta \neq 0$)	$N_\eta(t) = 1 - \frac{\eta_0}{\left(1 + \left(\frac{t}{\tau}\right)^\kappa\right)^r}$ $\kappa = 1 + \beta, \tau = \left(\frac{c}{\lambda} \cdot \frac{1 + \beta}{\alpha - 1}\right)^{\frac{1}{1+\beta}}, \eta_0 = c^{\frac{1}{1-\alpha}},$ $c = \text{const}, \alpha \neq 1, \beta \neq -1, \lambda \neq 0$

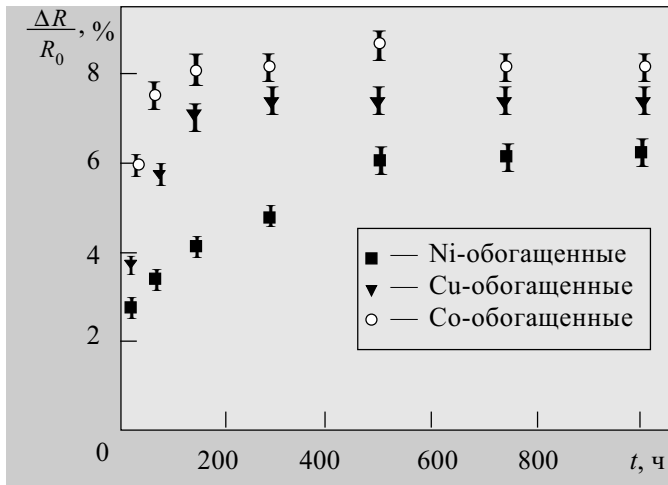


Рис. 1. Временная зависимость относительного изменения электрического сопротивления η в Ni-, Cu- и Co-обогащенных ТР, выдержанных при 125°C

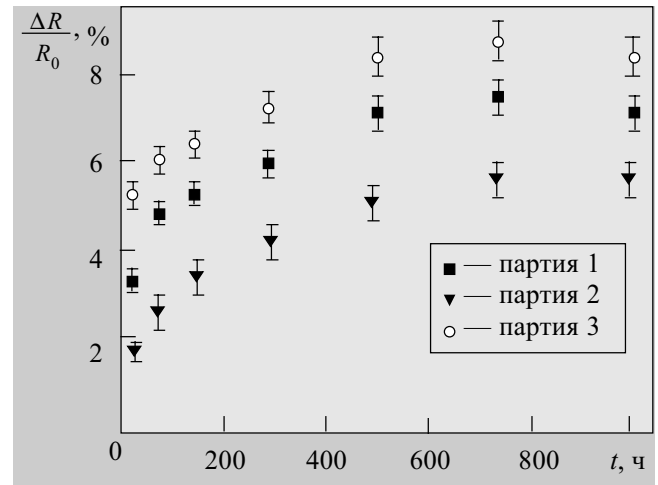


Рис. 2. Временная зависимость η в Ni-обогащенных ТР при температуре 125 (партия 1), 155 (партия 2) и 170°C (партия 3)

Экспериментально полученные композиционные и температурные зависимости деградации параметра η представлены на рис. 1 и 2. Здесь длина вертикальных отрезков для каждой точки экспериментального значения η равна погрешности его определения, т. е. $\pm 0,5\%$.

Как видно из рисунков, кинетика термической деградации ТР описывается монотонно нарастающими кривыми, т. е. РФ типа $N_{\eta}(t)$, заданными уравнением (2). Форма полученных зависимостей соответствует интенсивному нарастанию η в первые часы низкотемпературной экспозиции с последующим более протяженным насыщением, величина которого зависит от химического состава исследуемых образцов. Например, в Co-обогащенных ТР эффект насыщения достигается достаточно быстро (сразу после первых 100 ч изотермической экспозиции) и составляет приблизительно 8% (рис. 1), в то время как в Ni-обогащенных ТР наблюдается более слабая тенденция к насыщению после 500—600-часовой изотермической выдержки до уровня 6%.

Увеличение температуры старения, как и следовало ожидать, приводит к более быстрому насыщению значения η (рис. 2). Действительно, в Ni-обогащенных ТР, экспонированных при $T=170^{\circ}\text{C}$, наблюдается увеличение значения параметра η до 8% со слабым отклонением внутри одной технологической партии (верхние точки на рис. 2), в то время как в образцах, выдержанных при $T=125^{\circ}\text{C}$, значение η составляет только 5,5% (нижние точки на рис. 2).

С целью адекватного математического описания наблюдаемых релаксационных процессов численные значения подгоночных параметров η_0 , τ , k и ρ в РФ $N_{\eta}(t)$ были подобраны таким образом, чтобы минимизировать величину среднего квадратичного отклонения err экспериментально полученных точек от выбранной РФ. Было установлено, что кинетика старения исследуемых ТР наиболее точно описывается РФ 4 (расширенной экспоненциальной функцией ДеБаста—Джиларда или Уильямса—Уоттса). Действительно, в этом случае довольно низкое значение величины err на уровне 0,2 для Ni-обогащенных, 1,4 для Cu-обогащенных и 0,6 для Co-обогащенных ТР (табл. 2) достигается при относительно

небольшом числе подгоночных параметров (η_0 , τ , k). Более того, аналогичный результат, т. е. низкие значения величины err , наблюдается также для трех партий Ni-обогащенных ТР, стареющих при различных температурах (табл. 3). Отметим, что РФ 5 (точное решение основного деградационного уравнения) дает также низкое значение err , но содержит четыре под-

Таблица 2
Значения величины err для РФ, соответствующих релаксации параметра η в исследуемых ТР (минимальные значения выделены жирным шрифтом)

Химический состав образца (температура изотермической выдержки 170°C)	err				
	РФ 1	РФ 2	РФ 3	РФ 4	РФ 5
$\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$	0,66	0,23	0,23	0,21	0,17
$\text{Cu}_{0,8}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$	4,16	3,24	2,46	1,36	1,36
$\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$	0,60	0,95	0,60	0,58	0,58

Таблица 3
Значения величины err для РФ, соответствующих релаксации параметра η в исследуемых Ni-обогащенных ТР (минимальные значения выделены жирным шрифтом)

Номер образца ТР (температура старения, °C)		err				
		РФ 1	РФ 2	РФ 3	РФ 4	РФ 5
Образцы партии 1	1 (125)	2,92	1,77	1,14	0,88	71,9
	2 (125)	2,36	1,43	1,32	0,95	1,03
	3 (125)	3,15	1,95	1,57	1,13	1,21
	4 (125)	2,82	1,60	0,99	0,88	0,91
	5 (125)	2,17	1,66	1,31	1,13	18,1
Образцы партии 2	6 (155)	5,22	2,40	0,88	0,72	54,1
	7 (155)	5,15	2,26	0,92	0,89	0,90
	8 (155)	3,79	1,57	0,66	0,62	0,64
	9 (155)	4,56	1,91	0,58	0,54	0,55
	10 (155)	4,64	2,11	0,97	0,96	0,96
Образцы партии 3	11 (170)	3,34	2,05	1,01	0,94	67,1
	12 (170)	5,24	2,61	0,81	0,69	95,2
	13 (170)	3,48	2,49	1,54	1,47	1,48
	14 (170)	6,43	3,34	1,75	1,72	1,73
	15 (170)	4,72	2,65	0,89	0,67	1,22

гоночных параметра (η_0 , τ , κ и g) и, соответственно, не может быть использована для описания кинетики деградации — прежде всего в силу своей громоздкости. Мономолекулярная РФ 1, выраженная наиболее простой экспоненциальной зависимостью, и бимолекулярная РФ 2 непригодны для описания кинетики деградации параметра η , поскольку характеризуются высоким значением *err*.

Хорошо известно, что параметр η_0 в РФ 4 определяет амплитуду деградационного процесса, т. е. разницу между исходным значением релаксационного параметра и его значением в насыщении, а значение параметра κ — время релаксационного процесса [6]. Чем больше κ , тем меньше продолжительность исследуемого релаксационного процесса и тем резче нарастающая часть временной зависимости параметра η .

Таблица 4

Значения подгоночных параметров РФ 4, соответствующей деградации параметра η в Ni-обогащенных ТР

Номер партии образцов (температура старения, °C)	Подгоночный параметр		
	η_0	τ	κ
Партия 1 (125)	6,49	136,48	0,58
Партия 2 (155)	8,31	172,39	0,36
Партия 3 (170)	12,03	219,85	0,23

Значения подгоночных параметров РФ 4 для трех партий исследуемых Ni-обогащенных ТР приведены в табл. 4 (см. также рис. 2). Числовые значения этих параметров отвечают вышеуказанным особенностям деградационного теста. Действительно, параметры η_0 и τ увеличиваются по мере увеличения температуры старения, в то время как κ уменьшается. Нужно отметить, что временная константа τ , отвечающая e -кратному уменьшению контролируемого релаксационного параметра η , равна приблизительно 150—200 часам, что хорошо соответствует экспериментально полученной температурной зависимости, показанной на рис. 2. Довольно резкое нарастание релаксационного процесса, наблюдаемое в Со-обогащенных ТР, экспонированных при 125°C (верхняя кривая на рис. 1), также не противоречит значениям подгоночных параметров РФ 4. Установлено, что параметр κ достигает значения 2,76 или, другими словами, приблизительно в 5 раз больше по сравнению с его значением в Ni-обогащенных образцах, выдержанных при той же температуре (табл. 4), а временная константа τ в Со-обогащенных ТР уменьшается до значения 21,7 ч.

Таким образом, установлено, что, несмотря на некоторые расхождения в значениях подгоночных параметров, РФ 4 является наиболее приемлемым аналитическим выражением для описания низкотемпературной деградации исследованных керамических терморезисторных элементов. Недавно было установ-

лено, что эта же функция характерна для низкотемпературной релаксации физико-химических параметров и целого ряда других дисперсионно-разупорядоченных твердотельных сред [14]. Следовательно, для повышения их функциональной надежности необходимо принимать во внимание расширенно-экспоненциальный характер кинетики изменения контролируемых параметров.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Bekker J. A., Green C. B., Pearson G. L. Properties and uses of thermistors — thermally sensitive resistors // Trans. AIEE. — 1946. — Vol. 65. — P. 711—725.
2. Feltz A., Topfer J., Schirmer F. Conductivity data and preparation routes for NiMn_2O_4 thermistor ceramics // J. of the European Ceramic Society. — 1992. — Vol. 9. — P. 187—191.
3. Балицька В. О., Буткевич Б., Вакив М. М., Шпотюк О. Й. Релаксація радіаційно-індукованого поглинання в склоподібних напівпровідниках на основі сульфідів мишяку та германію // Вісник Нац. ун-ту “Львівська політехніка”. — 2000. — № 393. — С. 144—152.
4. Balitska V. O., Shpotyuk O. I., Vakiv M. M. Degradation of electron-induced dichroism in glassy As_2S_3 — Sb_2S_3 // Ukrainian J. of Physical Optics. — 2000. — N 1. — P. 107—110.
5. Вакив Н. М. Моделирование деградации радиационно-оптических свойств халькогенидных стеклообразных полупроводников // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 2000. — № 5—6. — С. 52—57.
6. Mazurin O. V. Relaxation phenomena in glass // J. Non-Cryst. Solids. — 1977. — Vol. 25, N 1—3. — P. 130—169.
7. Griscom D. L., Gingerich M. E., Friebele E. J. Radiation-induced defects in glasses: origin of power-law dependences of concentration on dose // Physical Review Letters. — 1993. — Vol. 71, N 7. — P. 1019—1022.
8. De Bast J., Gilard P. Variation of the viscosity of glass and relaxation of stresses during stabilization // Physics and Chemistry of Glasses. — 1963. — Vol. 4, N 4. — P. 117—128.
9. Williams G., Watts D. C. Non-symmetrical dielectric relaxation behaviour arising from a simple empirical decay function // Trans. Faraday Society. — 1970. — Vol. 66. — P. 80—85.
10. Hadzaman I. V., Kovalsky A. P., Mrooz O. Ya., Shpotyuk O. I. Thermal modification of ceramic composites based on manganese-containing cube spinels // Materials Letters. — 1996. — Vol. 29. — P. 195—198.
11. Gadzaman I. V., Kovalsky P. M., Mrooz O. Ya., Shpotyuk O. I. Features of the electrical conductance setting of thermoresistor ceramics on the basis of cubic-manganese spinels // Functional Mater. — 1996. — Vol. 3. — P. 104—107.
12. Shpotyuk O., Kovalskiy A., Mrooz O. et al. Technological modification of spinel-based $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x-y}\text{Co}_{2y}\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$ ceramics // J. European Ceramic Society. — 2001. — Vol. 21. — P. 2067—2070.
13. Plewa J., Brunner M., Altenburg H. et al. Chemical-technological approach to the selection of ceramic materials with predetermined thermistor properties // Key Engineering Materials. — 2002. — Vol. 206—213. — P. 1497—1500.
14. Emelianova E. V., Hertogen P., Arkhipov V. I., Adriaenssens G. I. A model of photoinduced anisotropy in chalcogenide glasses // J. Non-Cryst. Solids. — 2000. — Vol. 266—269. — P. 954—958.

И. В. ДОКТОРОВИЧ, В. К. БУТЕНКО,
д. т. н. В. Н. ГОДОВАНЮК, В. Г. ЮРЬЕВ

Украина, г. Черновцы, ЦКБ "Ритм"
Email: rhythm@chv.ukrpack.net

Дата поступления в редакцию
08.08 2002 г.

Оппонент д. ф.-м. н. И. М. РАПЕНКО
(ЧНУ им. Ю. Федьковича, г. Черновцы)

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ДИАПАЗОНА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ФОТОПРИЕМНИКОВ

Методика позволяет определить энергетическую характеристику и разобрать фотоприемники, чувствительные в спектральном диапазоне излучения ламп накаливания.

Полупроводниковые фотоприемники могут использоваться как первичные измерительные преобразователи. Диапазон значений измеряемой величины, в пределах которых может работать конкретный фотоприемник излучения, называют его динамическим диапазоном. В пределах этого диапазона можно говорить о нелинейности энергетической характеристики фотоприемника, т. е. о пропорциональной зависимости между величиной падающего на приемник светового потока и уровнем реакции – фотоответом.

В настоящей работе предлагается методика измерения нелинейности фотоприемника (ФП), чувствительного в спектральном диапазоне излучения ламп накаливания, в которой используется метод дополнительного света [1, с. 115]. Для реализации этого метода нами разработан осветитель [2], оптическая схема которого представляет собой два канала, в каждом из которых размещены: источник излучения – лампа накаливания; оптическая система – светосильный фотообъектив; ослабитель оптического потока – кассета или турель со светофильтрами и непрозрачный экран. Световые потоки отличаются между собой (при одинаковых светофильтрах в каждом канале) не более чем на 10%, а их уровень задается от порогового потока ФП (Φ_p) до $\Phi_{\max} = 10^8 \Phi_p$ (при максимальной освещенности, создаваемой осветителем в плоскости фоточувствительного элемента ФП, $5 \cdot 10^5$ лк).

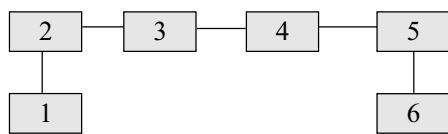


Рис. 1. Схема установки для измерения динамического диапазона

Структурная схема установки для измерения динамического диапазона фотоприемников изображена на рис. 1. Здесь 1 — блок питания осветителя (Б5-21); 2 — ампервольтметр (М2015); 3 — осветитель; 4 — фотоприемник; 5 — преобразователь "ток—напряжение" (ППТН-1); 6 — вольтметр универсальный (В7-23).

Конструкция осветителя обеспечивает крепление ФП на выходном окне осветителя так, что его фото-

чувствительный элемент находится в плоскости формирования световых зондов и исключает влияние рассеянного света и сторонних источников излучения.

Измерения проводятся следующим образом.

После выхода установки на рабочий режим устанавливается ноль на выходе ППТН-1. При помощи светофильтров и режима питания источников излучения устанавливается уровень потоков (в каждом канале отдельно), который создает на выходе ФП фототок I_{ϕ} , превышающий темновой I_t в 5—10 раз (для ФП, работающих в фотогальваническом режиме, значение I_t берется из паспорта на данный ФП).

Освещая ФП потоками излучения каждого канала поочередно и одновременно, измеряют соответственно фотосигналы I_1' , I_1'' и I_1 . Поскольку фотоприемник должен быть линейным преобразователем, то сумма значений сигналов $I_1' + I_1''$ должна быть равной значению I_1 . Отклонение от этого равенства — это нелинейность энергетической характеристики δ_E на данном участке изменения световых потоков, которая определяется по формуле

$$\delta_E = \frac{(I_1' + I_1'') - I_1}{I_1' + I_1''} \cdot 100\% . \quad (1)$$

Если нелинейность энергетической характеристики не превышает значения нелинейности, заданной в нормативной документации на ФП (ТУ, ТЗ и т. п.), потоки в каждом канале устанавливаются равными величине суммарного потока. Поскольку величина фототока пропорциональна потоку излучения, достаточно установить фототок $I_2' (I_2'') = I_1$.

Для уменьшения ошибки измерения чувствительность ППТН-1 выбирается такой, при которой измеряемые величины фотосигнала имели бы не меньше четырех значащих цифр.

В дальнейшем измерения и расчеты нелинейности энергетической характеристики проводятся аналогично вышеприведенным с установлением потоков в каждом канале приблизительно равными величине потока, образованного обоими каналами при предыдущем измерении.

Если величина нелинейности энергетической характеристики при одном из измерений выходит за пределы допустимого значения, заданного в нормативной документации на ФП, изменением режима питания осветителя устанавливаются такие световые потоки, при которых эта величина достигнет этого

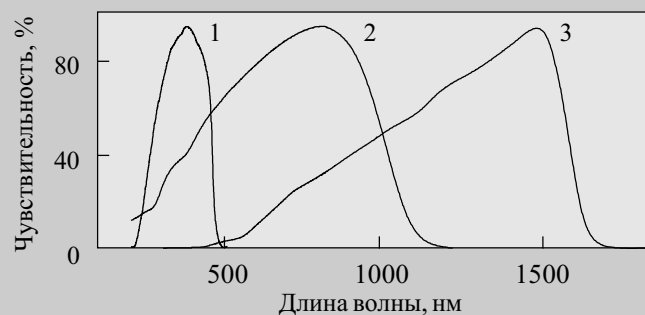


Рис. 2. Спектральные характеристики фотодиодов на основе фосфида галлия (1), кремния (2) и германия (3)

Таблица 2
Результаты измерений динамического диапазона

Номер ФП	Динамический диапазон, раз		
	Si	Ge	GaP
1	$2,1 \cdot 10^8$	$1,1 \cdot 10^2$	$1,0 \cdot 10^6$
2	$1,2 \cdot 10^7$	$1,5 \cdot 10^3$	$2,3 \cdot 10^6$
3	$4,1 \cdot 10^6$	$1,2 \cdot 10^3$	$1,2 \cdot 10^7$
4	$1,0 \cdot 10^8$	$2,1 \cdot 10^2$	$1,1 \cdot 10^5$
5	$3,1 \cdot 10^6$	$3,2 \cdot 10^3$	$1,0 \cdot 10^6$

ППТН-1. Поскольку фактические значения этих составляющих не превышают 0,6% [2, 3], то общая относительная погрешность не выходит за пределы $\pm 1\%$.

Для проведения измерений динамического диапазона согласно вышеприведенной методике были произвольно выбраны по пять фотоприемников с одинаковой площадью фоточувствительных элементов (1 см^2), но с разными спектральными характеристиками (спектральные характеристики чувствительности показаны на рис. 2). Результаты измерений приведены в табл. 1 и 2.

Как показывают результаты измерений, настоящая методика позволяет достаточно точно определить энергетическую характеристику (динамический диапазон) фотоприемника и разбавить по этому параметру фотоприемники, чувствительные в спектральном диапазоне излучения ламп накаливания. Следует отметить, что универсальность методики позволяет ее применение не только для полупроводниковых, но и для других типов фотоприемников.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Гуревич М. М. Фотометрия (теория, методы и приборы).— Л.: Энергоатомиздат, 1983.
2. Бутенко В. К., Годованюк В. М., Докторович И. В. Установка для вимірювання динамічного діапазону фотоприймачів // Наук. вісник ЧНУ. Вип. 112: Фізика. Електроніка.— Чернівці: ЧНУ, 2001.— С. 67—70.
3. Бутенко В. К., Годованюк В. М., Докторович И. В. Прецизійний перетворювач струм—напруга // Наук. вісник ЧНУ. Вип. 102: Фізика. Електроніка.— Чернівці: ЧНУ, 2001.— С. 84—85.

Таблица 1

Результаты измерений нелинейности энергетической характеристики

Материал ФП	Номер ФП	Нелинейность энергетической характеристики, %							
		$10\Phi_n$	$10^2\Phi_n$	$10^3\Phi_n$	$10^4\Phi_n$	$10^5\Phi_n$	$10^6\Phi_n$	$10^7\Phi_n$	$10^8\Phi_n$
Si	1	0,1	0,3	0,2	0,2	0,1	0,3	0,6	1,0
	2	0,2	0,1	0,2	0,1	0,3	0,2	0,8	4,8
	3	0,3	0,2	0,3	0,2	0,2	0,5	2,1	32
	4	0,4	0,2	0,2	0,4	0,3	0,2	0,3	0,5
	5	0,2	0,1	0,3	0,2	0,4	0,9	15	—
Ge	1	0,3	0,3	3,0	32	—	—	—	—
	2	0,2	0,4	0,3	2,1	27	—	—	—
	3	0,1	0,3	0,2	1,3	18	—	—	—
	4	0,4	0,3	1,8	24	—	—	—	—
	5	0,5	0,3	0,4	6,2	31	—	—	—
GaP	1	0,3	0,2	0,2	0,3	0,5	0,4	1,6	11,2
	2	0,1	0,2	0,3	0,2	0,4	0,9	8,7	—
	3	0,2	0,2	0,4	0,3	0,4	0,5	0,5	1,8
	4	0,2	0,1	0,3	0,2	0,4	1,2	16,5	—
	5	0,1	0,1	0,2	0,4	0,2	1,0	4,2	—

значения. Этот уровень является критическим уровнем потока ($\Phi_{\text{крит}}$).

Измерив величину фототока I_{max} при $\Phi_{\text{крит}}$, определяют динамический диапазон ФП (d) по формуле

$$d = \frac{I_{\text{max}}}{I_1} \quad (2)$$

Величина относительной ошибки измерения динамического диапазона определяется нестабильностью потока излучения и ошибкой преобразования

в портфеле редакции

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

- СВЧ полевые транзисторы средней мощности миллиметрового диапазона длин волн. А. В. Иващук, В. И. Босый, В. Н. Ковальчук (Украина, г. Киев)
- Расчет оптимальных размеров квантовых точек InSb в матрице GaSb для термофотовольтаических преобразователей. Е. В. Андропова, Е. А. Баганов, А. Ю. Далечин, А. Ю. Карманный (Украина, г. Херсон)
- Математическая постановка задачи автоматизированного структурно-параметрического синтеза компоновочной схемы БНК РЭС. А. С. Кондрашов, В. И. Шелест (Россия, г. Санкт-Петербург)
- Фотодиоды на основе моноселенидов индия и галлия. З. Д. Ковалюк, В. П. Махний, А. И. Янчук (Украина, г. Черновцы)
- Установка толстослойного анодирования алюминия. В. А. Сокол, Е. П. Игнашев (Беларусь, г. Минск)

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

в портфеле редакции

Д. ф.-м. н. Ш. Д. КУРМАШЕВ, д. ф.-м. н. И. М. ВИКУЛИН,
д. т. н. С. В. ЛЕНКОВ, Р. Г. СИДОРЦ

Украина, г. Одесса, Нац. университет им. И. И. Мечникова,
Нац. академия связи им. А. С. Попова

Дата поступления в редакцию
20.03 — 30.08 2002 г.

Оппонент к. т. н. Ю. Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ
(ЦКБ "Ритм", г. Черновцы)

СПЕКТРАЛЬНАЯ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ Ni—Si:Au ПОВЕРХНОСТНО-БАРЬЕРНЫХ СТРУКТУР С ИНЖЕКЦИОННЫМ УСИЛЕНИЕМ

Использование поверхностно-барьерных структур позволяет получать высокоэффективные фотоприемники с инжекционным усилением, чувствительные в области примесного поглощения кремния.

В настоящее время промышленность выпускает большое число фотоприемников с высокой фоточувствительностью, например лавинные фотодиоды. Однако их спектральный диапазон чувствительности ограничен областью собственного поглощения материалов, из которых они изготовлены (собственная фоточувствительность). Практически только фоторезисторы являются приемниками излучения, проявляющими чувствительность в "примесной" области спектра (примесное поглощение). Отсюда следует, что инжекционные фотодиоды, базой которых являются полупроводники с глубокими примесными энергетическими уровнями, могут быть фотоприемниками, обладающими чувствительностью в спектральном диапазоне от ультрафиолетовой до дальней инфракрасной области в сочетании с высокой обнаружительной способностью.

В качестве инжекционных фотоприемников могут быть использованы поверхностно-барьерные структуры (ПБС) на основе компенсированных полупроводников [1, с. 101]. Они работают при прямом электрическом смещении. Фотоэлектрическое инжекционное усиление реализуется за счет модуляции параметров носителей заряда (время жизни, биполярная дрейфовая подвижность, ...) при освещении и достаточно сильной инжекции носителей заряда в объем полупроводника из контактов. Однако физический механизм инжекционного усиления на разных участках вольт-амперной характеристики ПБС до настоящего времени не определен достаточно четко.

В данной работе приведены результаты изучения спектров фоточувствительности ПБС на основе кремния, компенсированного золотом.

Одним из условий реализации фотоэлектрического инжекционного усиления является обеспечение высокого уровня инжекции неосновных носителей заряда из металлического контакта в базу полупроводника. В работе [2] обсуждены различные возможности получения высокого уровня инжекции в ПБС

на основе контакта Ni—Si:Au, при котором имеет место модуляция проводимости базы инжектированными носителями заряда и достаточно сильная перезарядка глубоких энергетических уровней (золото) в объеме полупроводника.

Золото является одной из наиболее изученных примесей в кремнии. Оно дает два уровня в запрещенной зоне Si — донорный с энергией активации $E=E_v+0,35$ эВ и акцепторный — $E=E_c-0,54$ эВ [3]. На рис. 1 показана зонная диаграмма n-Si:Au. Здесь 1 и 4 — энергия потолка валентной зоны (E_v) и дна зоны проводимости (E_c), соответственно; 2 — уровень, соответствующий ноль-зарядным атомам золота (Au^0), 3 — уровень минус-однозарядных ионов золота. Обозначена энергия активации глубоких центров Au.

Нами исследовались структуры, полученные нанесением никеля на кремний методом вакуумного напыления с последующим вжиганием; длина базы ПБС $d=0,2...0,5$ мм. Изучались также эквивалентные фоторезисторы — структуры с теми же геометрическими размерами, но с неинжектирующими (омическими) контактами. Температура измерений $T=77$ К.

При относительно небольших прямых смещениях ВАХ ПБС линейна (рис. 2). У диодов с $d=0,2...0,3$ мм далее, с ростом напряжения V , следует степенной участок зависимости тока I от напряжения V вида $I \sim V^n$, где $n \approx 2$. Затем наблюдается область сильного роста тока с напряжением и "срыв" на участок отрицательного дифференциального сопротивления (показан пунктиром), обусловленный т. н. инжекционным пробоем. Линии $I \sim V^2$ и $I \sim V$ — наклоны "квадратичного" и "линейного" (омического) участков ВАХ, V_{12} — напряжение перехода с линейного на степенной участок ВАХ ПБС.

У структур с $d>0,3$ мм сверхлинейный (степенной) участок ВАХ характеризуется более слабой зависимостью I от V ($n<2$), и пробой носит тепловой характер. ВАХ эквивалентных резисторов линейны практически во всем диапазоне напряжений (рис. 2).

Участок сверхлинейного роста тока структур с выпрямляющим контактом (ПБС) свидетельствует о

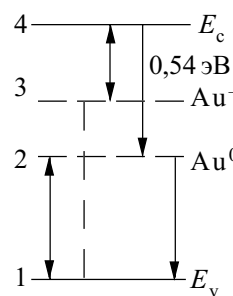


Рис. 1. Зонная диаграмма n-Si:Au

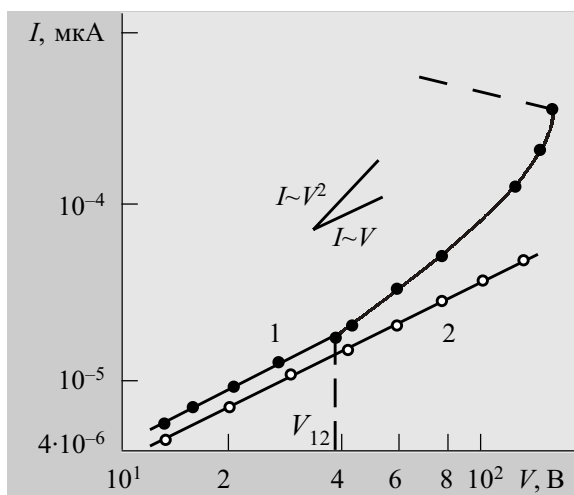


Рис. 2. Темновая ВАХ Ni—Si:Au-диода (1) и эквивалентного резистора (2)

достаточно сильной модуляции проводимости базы инжекцией носителей заряда из контактов. Тем не менее, вследствие того, что коэффициент инжекции γ меньше 0,4, наблюдается "затянутость" переходного участка ВАХ между областями с $n=1$ и $n=2$. У структур с $d > 0,3$ мм не происходит достаточно сильной модуляции проводимости базы инжекционным током, и $n < 2$. Кроме того, при достаточно большом токе происходит снижение γ , и степень модуляции снижается настолько, что инжекционного прогиба не происходит [2].

Для ВАХ ПБС в отсутствие освещения напряжение перехода с "омического" участка на "квадратичный" для температуры $T=77$ К рассчитывалось по формуле

$$V_{12} = d^2 / \mu_p \tau_p. \quad (1)$$

Подвижность дырок $\mu_p \approx 4 \cdot 10^3$ см²/В·с. Время жизни дырок определялось из соотношения $\tau_p = (\sigma_p v_T N_{Au})^{-1}$. Сечение захвата дырки отрицательно заряженными ионами золота при 77 К $\sigma_p = (1 \dots 2,4) \cdot 10^{-13}$ см² [3], концентрация минус-однозарядных ионов золота $N_{Au} \approx 10^{14}$ см⁻³, тепловая скорость частиц $v_T \approx 1,2 \cdot 10^7$ см/с.

Рассчитанное значение $V_{12} \approx 25$ В по порядку величины примерно соответствует напряжению V_{12} на рис. 2 (~ 40 В). Несколько большая величина V_{12} для реального образца может быть следствием преобладания тока экстракции электронов из объема полупроводника в полном токе через ПБС. "Крутые" участки ВАХ перед "срывом" объясняются некоторой зависимостью времени жизни носителей заряда от уровня инжекции. Это и приводит, в конечном счете, к увеличению биполярной дрейфовой подвижности и появлению участка инжекционного прогиба на ВАХ [4, с. 19; 5].

Токовую фоточувствительность S_I инжекционного фотодиода на основе ПБС определяли как отношение фототока I_ϕ в режиме короткого замыкания к мощности падающего излучения Φ . Если свет не модулирован,

$$S_I = I_\phi / \Phi = (I_c - I_T) / \Phi, \quad (2)$$

где I_c — полный ток, I_T — темновой ток.

При подаче модулированного излучения S_I определяли как отношение эффективного значения первой гармоники фототока к эффективному значению первой гармоники мощности падающего потока. При измерении относительных спектральных характеристик фоточувствительности в качестве источника излучения использованы глобар спектрометра ИКС-21. Для устранения нелинейных эффектов мощность выходного потока выбирали так, чтобы максимальный фототок I_ϕ не превышал темнового тока.

При изучении фотоэлектрических характеристик внимание уделялось, в первую очередь, выявлению механизмов, обеспечивающих усиление первичного фототока (фотопроводимость), обусловленного засветкой. С этой целью измеряли интегральную токовую чувствительность ПБС и эквивалентных фоторезисторов. Токовая чувствительность измерялась до напряжений, при которых появлялись шумы или токовые неустойчивости, делающие регистрацию фототока невозможной.

Зависимость S_I от внешнего смещения V при засветках фотонами с энергией $h\nu = 0,55 \dots 0,7$ эВ подобна темновой ВАХ (рис. 3, кривая 1). Это понятно, т. к. темновой ток в данном случае является фототоком фонового излучения с $T=300$ К, т. е. мы имеем дело с двумя фототоками, возбужденными длинноволновой подсветкой. При действии света с $h\nu \approx 0,8$ эВ сверхлинейный участок S_I начинается при $V_{12}^{S_I} < V_{12}$ (на рис. 3 $V_{12}^{S_I} \approx 20$ В). Зависимость S_I от V для эквивалентных фоторезисторов (кривые 1' и 2') практически совпадает с линейными участками $S_I(V)$ ПБС. При действии света из области собственного поглощения график $S_I(V)$ (кривая 3) вплоть до предсрывного участка практически линейен ($I \sim V$).

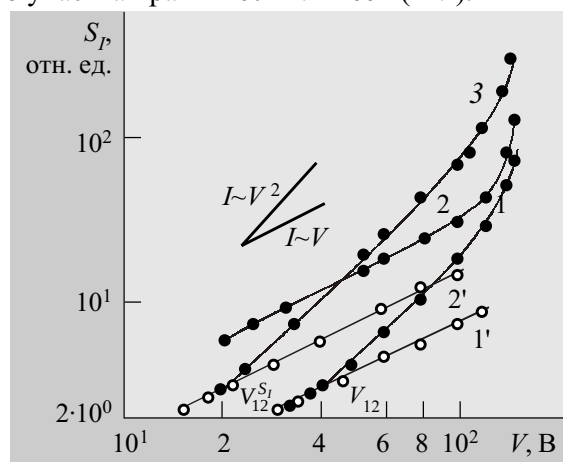


Рис. 3. Зависимость токовой фоточувствительности S_I от напряжения V для ПБС (1—3) и для эквивалентных фоторезисторов (1' и 2')
Энергия фотонов, эВ: 1 — 0,6; 2 — 0,8; 3 — 1,2

Спектральная характеристика Ni—Si:Au-структур при изменении напряжения V претерпевает деформацию. На рис. 4 показаны спектральные характеристики одного из образцов, снятые при напряжении 20, 40 и 80 В. Кривая 1 соответствует линейному участку темновой ВАХ ПБС. Кривая 2 отвечает линейному участку темновой ВАХ и линейной зависимости $S_I(V)$ при $h\nu \approx 0,6$ эВ и степенной ($I \sim V^2$) при $h\nu \approx 0,8$ эВ (см. рис. 3, кривые 1 и 2). Кривая 3 соответствует квад-

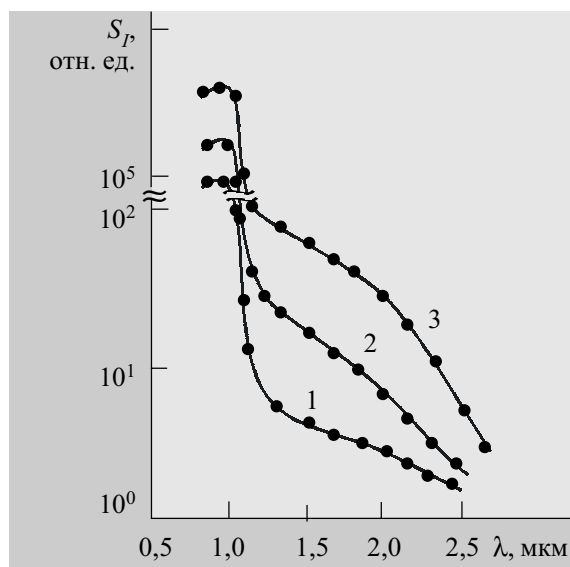


Рис. 4. Спектральные характеристики фоточувствительности ПБС (длина базы диода $d=0,25$ мм)
Напряжение смещения V , В: 1 — 20; 2 — 40; 3 — 80

ратичному участку ВАХ для всех диапазонов зависимости S_I от V . Кривая 1 определяет также спектральную чувствительность эквивалентного фоторезистора. Значительный рост чувствительности в области примесного поглощения кремния ($\lambda > 1,1$ мкм) по отношению к фоторезистору у Ni—Si: Au-ПБС начинается при напряжениях V , для которых имеет место сверхлинейная зависимость S_I от V . Так, для $h\nu \approx 0,8$ эВ она реализуется уже при $V \approx 40$ В. Поэтому чувствительность в области $\lambda \approx 1,5$ мкм ($h\nu \approx 0,8$ эВ) растет сильнее, чем при $\lambda = 2,1$ мкм ($h\nu \approx 0,6$ эВ) (рис. 4, кривые 1 и 2). Чувствительность в области собственно поглощения ($\lambda < 1,1$ мкм) увеличивается по линейному закону.

На рис. 5 показаны распределения коэффициента инжекционного усиления K для разных энергий фотонов, снятые при разных напряжениях. Коэффициент усиления определяли как отношение токовой чувствительности ПБС к чувствительности эквивалентного фоторезистора для фотонов равных энергий при фиксированных внешних смещениях V . Видно, что величина коэффициента K максимальна при $h\nu \approx 0,8$ эВ и его рост начинается при меньших напряжениях (по отношению к $h\nu \approx 0,6$ эВ).

В диодных структурах с $d/L \gg 1$ (L — длина диффузии носителей заряда) перенос носителей связан с биполярным дрейфом в электрическом поле базы [5]. Механизм фотоэлектрического инжекционного усиления в данном случае связан с воздействием света на биполярную дрейфовую подвижность μ , определяющую распределение неравновесных носителей заряда и уровень инжекции [4, с. 9].

$$\mu = \left(n - p \frac{d_n}{d_p} \right) \left(\frac{n}{\mu_p} + \frac{p}{\mu_n} \right)^{-1}. \quad (3)$$

Здесь n и p — концентрации электронов и дырок, соответственно.

Освещение, особенно примесное, меняет соотношение между n и p и определяет инжекцию из кон-

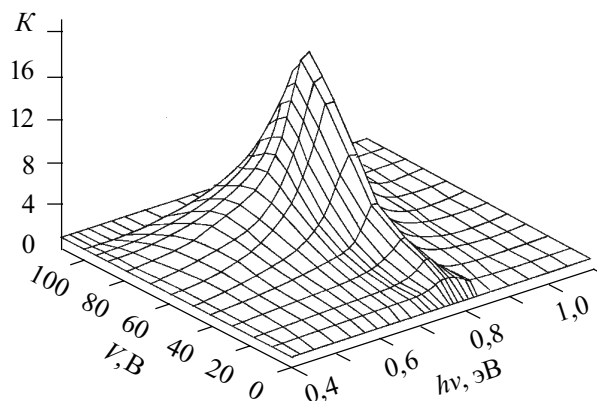


Рис. 5. Распределение коэффициента инжекционного усиления для разных энергий фотонов и разных напряжений смещения

тактов. Напряжение перехода с линейного участка зависимости $S_I(V)$ на квадратичный имеет вид [6]

$$V_{12}^{S_I} = \frac{\mu_n(n_0 + n_t) + \mu_p(p_0 + p_t)}{\left| (n_0 + n_t) - \delta(p_0 + p_t) \right| - |n_0 - \delta p_0|} \cdot \frac{d^2}{\mu_n \mu_p \tau_p}, \quad (4)$$

где n_0 и p_0 — равновесные концентрации электронов и дырок;

n_ϕ и p_ϕ — концентрации электронов и дырок, генерированных светом;

$$\delta = \tau_n / \tau_p.$$

При "примесной" засветке, в случае генерации носителей заряда одного знака (переходы 3—4 на рис. 1), равенство (4) переходит в (1), что и имеет место в нашем случае для $h\nu \approx 0,6$ эВ (рис. 2, рис. 3, кривая 1). Для "собственной" засветки $n_\phi = \delta p_\phi$ и $V_{12}^{S_I} \rightarrow \infty$, т. е. зависимость $S_I = f(V)$ линейна за исключением предсрывной области (рис. 3, кривая 3), за которой следует инжекционный пробой.

Расчет показывает, что при действии света с $h\nu \approx 0,8$ эВ, помимо генерации электронов, имеет место также генерация неравновесных дырок (переходы 1—3, рис. 1). При этом в (4) сохраняется соотношение $\mu_n n_\phi > \mu_p p_\phi$, но $n_\phi < \delta p_\phi$, и

$$V_{12}^{S_I} \approx \frac{n_t}{\delta p_\phi} \cdot \frac{d^2}{\mu_p \tau_p}. \quad (5)$$

Именно по этой причине при $h\nu \approx 0,8$ эВ напряжение $V_{12}^{S_I} \approx 20$ В меньше напряжения V_{12} на темновой ВАХ.

Как видно из рис. 5, на квадратичном участке наибольшее инжекционное усиление приходится на энергию фотонов $h\nu \approx 0,8$ эВ и может достигать 10 и бо-

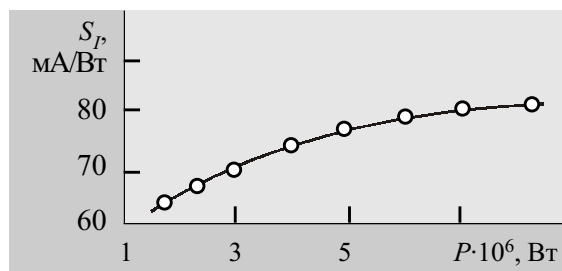


Рис. 6. Зависимость токовой фоточувствительности от мощности засветки P

лее. "Примесный" фототок с увеличением I растет быстрее "собственного", что и является причиной деформации спектральной характеристики (рис. 4) при изменении напряжения внешнего смещения.

Характерной для Ni—Si:Au-ПБС является нелинейность мощностной характеристики (рис. 6). Рост токовой чувствительности S_I с увеличением уровня засветки связан с изменением времени жизни носителей заряда при перезарядке глубоких уровней золота в кремнии при освещении [7, с. 139].

Выводы

1. Сверхлинейность ВАХ длинных Ni—Si:Au-диодов объясняется увеличением биполярной дрейфовой подвижности носителей заряда при росте уровня инжекции.

2. Реализовано инжекционное усиление фототока в Ni—Si:Au поверхностно-барьерных структурах. Наибольшее усиление приходится на область длин волн $\lambda=1,25...2,25$ мкм (энергии фотонов $h\nu=0,9...0,85$ эВ)

и может достигать 10 и более. Инжекционное усиление в данном случае связано с ростом биполярной подвижности при засветке.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Анисимова И. Д., Викулин И. М., Курмашев Ш. Д. Полупроводниковые фотоприемники. — М.: Радио и связь, 1984.
2. Курмашев Ш. Д., Викулин И. М., Сидоренко Р. Г., Софронков А. Н. Инжекция неосновных носителей заряда в поверхностно-барьерных структурах на основе Si:Au // Фотозлектроника. — 2002. — № 11. — С. 46—52.
3. Bullis W. M. Properties of gold in silicon // Sol. St. Electronics. — 1966. — Vol. 9, N 3. — P. 143—149.
4. Викулин И. М., Курмашев Ш. Д., Стафеев В. И. Фотоприемники с инжекционным усилением — М.: Электроника, 1989.
5. Шевчук О. Б., Курмашев Ш. Д., Стафеев В. И., Викулин И. М. Коэффициент усиления инжекционных фотодиодов // Наукові праці УДАЗ. — 2000. — № 1. — С. 3—7.
6. Kurmashev Sh., Stafeyev V., Viculin I. Injection-amplification IR-photodiodes // Proc. of SPIE. — 1997. — Vol. 3182. — P. 59—67.
7. Роуз А. Основы теории фотопроводимости. — М.: Мир, 1966.

ВЫСТАВКИ. КОНФЕРЕНЦИИ. СИМПОЗИУМЫ

4-я Международная научно-практическая конференция

«СОВРЕМЕННЫЕ ИНФОРМАЦИОННЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

(«СИЭТ—2003»)

Одесса 19—23 мая 2003 г.

ПРОБЛЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

- ✓ Техническая и инвестиционная политика в области разработки и производства электронных средств
- ✓ Телекоммуникационные технологии и системы
- ✓ Информационные технологии и системы. Безопасность информационных технологий
- ✓ Информационно-преобразовательные системы, в т. ч. для дистанционных исследований
- ✓ Конструирование и производство электронной аппаратуры, обеспечение качества, надежности, в т. ч. тепловых режимов
- ✓ Конструирование и производство электронных компонентов. Функциональная микроэлектроника. Фотоприемники.
- ✓ Математическое моделирование в задачах электроники
- ✓ Программное обеспечение и компьютерные методы моделирования производственных процессов
- ✓ Системы автоматизированного проектирования в электронике
- ✓ Технологии микроэлектроники. Современные проблемы негatronики
- ✓ Нанометровые структуры и технологии
- ✓ Материалы электронной техники. Диагностика, контроль качества
- ✓ Приборы и устройства биомедицинской электроники

Текущую информацию о «СИЭТ—2003»,
в т. ч. о заявленных докладах, читайте в сети Интернет
<http://www.tkea.wallst.ru/konfer.html>



Секретарь Оргкомитета Тихонова Елена Анатольевна

E-mail: <tkea@odessa.net>.

Тел./факс +38 (048) 733-67-91,

тел. +38 (048) 733-72-83.

Д. т. н. А. А. АЩЕУЛОВ, д. ф.-м. н. И. В. ГУЦУЛ

Украина, Черновицкий национальный университет
им. Ю. Федьковича
E-mail: ilitvinchuk@mail.ru

Дата поступления в редакцию
07.05 2002 г.

Оппонент д. т. н. А. А. ДРУЖИНИН
(НУ "Львовская политехника", г. Львов)

АНИЗОТРОПНЫЙ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ КОМПАРАТОР

Термопреобразователь на основе анизотропных термоэлементов обеспечивает непрерывное одновременное компарирование действующих значений тока, напряжения и мощности высокой частоты.

Главное достоинство термоэлектрических измерительных приборов [1, 2] — высокая точность измерений действующих значений тока, напряжения и мощности в широком частотном диапазоне и независимость показаний от формы контролируемой величины. Эти устройства также получили распространение в вычислительной технике, электронике, автоматике и в других областях науки и техники [3, 4]. Однако конструкции серийно выпускаемых приборов, как вакуумных, так и воздушных, в течение длительного периода не претерпевали существенного изменения. Возможности и параметры этих устройств, основной частью которых являются обычные металлические термопары Зеебека, практически не проявили никаких тенденций прогресса.

В представляемой статье рассматриваются возможности этого направления в случае приборов на основе использования поперечной термоЭДС [5—7], которая реализуется в анизотропных термоэлементах

(АТ). Градиентный характер работы таких АТ обусловил появление нового принципа компарирования электрических токов и привел к созданию оригинальных устройств [8]. Использование трех одинаковых электрически включенных последовательно-встречно АТ (средний из которых расположен между нагревателями, а два других — по обе стороны между нагревателями и радиаторами) обусловили возможность одновременного непрерывного компарирования электрических величин с высокой точностью.

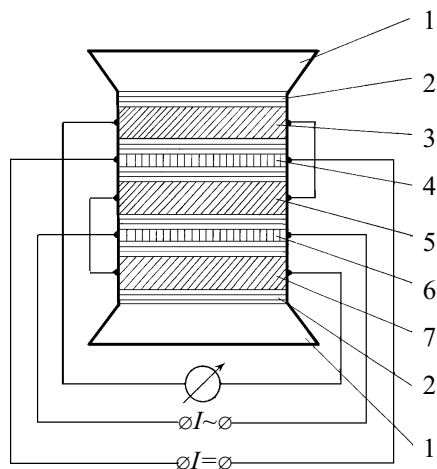
Схематически конструкция устройства приведена на рисунке. Компаратор состоит из нагревателя постоянного тока 4 и нагревателя переменного тока 6, расположенных по обе стороны АТ — прямоугольной пластины 5 из термоэлектрически анизотропного кристалла. Ориентация монокристаллической пластины выбрана из условия получения максимальной термоЭДС [7]. Между пластиной и нагревателями располагаются тонкие электроизолирующие прокладки 2 большой теплопроводности. С внешней стороны, также через аналогичные электроизолирующие прокладки, располагаются АТ 3 и 7, которые своими вторыми рабочими гранями (опять же через прокладки) находятся в тепловом контакте с теплоотводящими радиаторами 1.

При прохождении электрического тока через нагреватели градиент температуры, возникающий между рабочими гранями АТ, приводит к возникновению поперечной термоЭДС на торцевых гранях. Знак термоЭДС (ϵ) зависит от взаимной ориентации градиента температуры и кристаллографических осей пластины, а ее величина — от геометрических размеров и разности температур [4, с. 88]:

$$\epsilon = 0,5ab^{-1}(\alpha_{\parallel} - \alpha_{\perp})(T_0 - T_1), \quad (1)$$

где $\alpha_{\parallel}, \alpha_{\perp}$ — коэффициенты термоЭДС вдоль выбранных кристаллографических направлений;
 T_0, T_1 — температуры нижней и верхней рабочих граней;
 a, b — длина и высота пластины, соответственно.

Протекание через соответствующие нагреватели токов одинаковых действующих значений приводит к установлению в компараторе стационарного режима, при котором разность температур на среднем АТ равна нулю, а на крайних АТ — одинакова. Вследствие противоположно направленных градиентов тем-



Анизотропный термоэлектрический компаратор:

1 — теплоотводящие радиаторы; 2 — электроизолирующие прокладки; 3, 5, 7 — анизотропные термоэлементы; 4 — нагреватель постоянного тока; 6 — нагреватель переменного тока

Тип компаратора	Номинальный ток, А	Сопротивление, Ом		Частотная погрешность, %		Погрешность компарирования, %
		Нагреватель	Датчик	2 МГц	10 МГц	
АТК-0,1	0,1	31	360	0,9	1,7	$< 10^{-3}$
АТК-0,5	0,5	1,26	300	0,9	1,7	$< 10^{-3}$
АТК-1,0	1,0	0,28	226	0,9	1,7	$< 10^{-3}$
АТК-5,0	5,0	0,05	137	0,9	1,7	$< 10^{-3}$
АТК-10	10,0	0,021	96	1,0	2,0	$< 10^{-3}$

пературы в крайних АТ возникают равные и противоположно направленные термоЭДС, которые взаимно компенсируются. Таким образом, при одинаковых действующих значениях токов, протекающих через оба нагревателя, ЭДС на выходе равна нулю.

В случае неравенства токов через нагреватели разности температур на гранях АТ отличаются, и при этом возникают различные по величине поперечные термоЭДС. Причем термоЭДС, генерируемая термоэлементом, прилегающим к нагревателю, через который протекает больший ток, будет выше. Кроме того, к этой термоЭДС добавляется дополнительная термоЭДС, генерируемая средним АТ.

Такая конструкция позволяет проводить одновременное непрерывное компарирование электрических токов, напряжений и мощностей с помощью 0-индикатора, включенного в цепь АТ. В этом случае чувствительность S_k устройства и относительная погрешность $\Delta J/J$ представляются следующим образом:

$$S_k = 2(\alpha_{||} - \alpha_{\perp})W_k(\chi c)^{-1}; \quad (2)$$

$$\Delta J/J = 0,5 \Delta V \chi c [\alpha_{||} - \alpha_{\perp})W_k]^{-1}, \quad (3)$$

где W_k — мощность, выделяемая нагревателем;
 χ — теплопроводность материала пластины;
 c — ее ширина;
 ΔV — напряжение на выходе компаратора.

Исследование предложенного принципа компарирования проводилось на ряде конструкций компаратора, рассчитанных на различные номинальные токи. Для обеспечения хорошего теплового контакта конструктивно выбиралась ленточная форма нагревателя из стандартного сплава "золото—палладий—платина", характеризуемого повышенной стабильностью своих параметров во времени. АТ изготавливались из направленно закристаллизованного эвтектического сплава CdSb—CoSb, характеризуемого малой температурной зависимостью вольт-ваттной чувствительности в интервале 230—370 К [9, 10]. Кристаллогра-

фические оси пластин при этом ориентировались под оптимальным углом ($\varphi_0=45^\circ$).

Для повышения точности компарирования проводилась прецизионная коррекция коэффициента поперечной термоЭДС материала анизотропного термоэлемента с помощью метода, указанного в [11]. Размеры АТ, нагревателей и радиаторов определялись из соответствующих расчетов. При этом длина АТ не превышала 10 мм, длина нагревателя — не более 14 мм. Электроизолирующие прокладки изготавливались из керамики ВК 94 толщиной 0,05 мм.

Характеристики исследованных конструкций приведены в **таблице**. Результаты измерений соответствуют температуре 294 К. Постоянная времени находилась в пределах 2—5 с.

В заключение необходимо отметить, что при соответствующем схемотехническом решении предложенное устройство компарирования позволяет осуществить автоматизацию процесса измерений действующих значений высокочастотного тока, напряжения и мощности с высокой точностью.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Пономарев Н. Н. Теория, расчет и конструирование электроизмерительных приборов.— Л.: Наука, 1943.
2. Червякова В. И. Термоэлектрические приборы.— М.: ГЭИ, 1963.
3. Попов В. А. Электротепловые преобразователи в вычислительной технике.— Киев: Наукова думка, 1971.
4. Анатычук Л. И. Термоэлементы и термоэлектрические устройства.— Киев: Наукова думка, 1979.
5. Tomson W. On thermoelectric currents in linear conductors crystallintidiens // Math. Phys. Pap.— 1882.— N 1.— P. 266—273.
6. Снарский А. А., Пальти А. М., Ащеулов А. А. Анизотропные термоэлементы. Обзор // ФТП.— 1997.— Т. 31, № 11.— С. 1281—1298.
7. Ashcheulov A. A., Gutsul I. V. Anisotropic optical thermoelectric elements // Journal of Thermoelectricity.— 1997.— N 3.— P. 81—89.
8. А. с. 473106 СССР. Тепловой компаратор термокомпарирования переменных и постоянных токов и напряжений // А. А. Ащеулов, А. Б. Беликов, Э. В. Осипов и др.— Заявл. 30.11 1972.
9. Ащеулов А. А., Воронка Н. К., Куликовская С. М., Маренкин С. Ф. Оптимизация параметров материалов из антимонида кадмия для АТ // Изв. АН СССР. Неорг. материалы.— 1989.— Т. 25, № 10.— С. 1614—1617.
10. Ashcheulov A. A., Voronka N. K., Rarenko I. M. Optimized materials based on cadmium antimonide and their application // Journal of Thermoelectricity.— 1995.— N 3.— P. 73—88.
11. Ashcheulov A. A., Bezulik V. A. On the possibility of control over thermopower anisotropy valle of cadmium antimonide based materials // Ibid.— 1999.— N 3.— P. 31—33.

К. т. н. Ю. Е. НИКОЛАЕНКО, к. т. н. В. Ю. КРАВЕЦ,
В. А. СТРЮЧЕНКО, А. С. БЕЛОКОНЕНКО

Украина, г. Киев, НТУУ “КПИ”, ГНПП “Электронмаш”
E-mail: nikol@industry.gov.ua

Дата поступления в редакцию
15.10 2002 г.

Оппонент д. т. н. В. Т. ДЕЙНЕГА
(НИИ “Шторм”, г. Одесса)

ОХЛАЖДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НАКОПИТЕЛЕЙ НА ЖЕСТКИХ МАГНИТНЫХ ДИСКАХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕПЛОВЫХ ТРУБ

Система охлаждения накопителей на жестких магнитных дисках на основе тепловых труб позволяет отказаться от принудительного охлаждения с помощью вентиляторов.

При конструировании персональных и специализированных ЭВМ все чаще используются накопители на жестких магнитных дисках (НЖМД) с частотой вращения 7200 мин^{-1} , а в перспективных моделях ЭВМ ожидается использование НЖМД с частотой вращения дисков до $10\text{—}15 \text{ тыс. мин}^{-1}$ [1]. Такие НЖМД обладают повышенным тепловыделением, что приводит к нагреванию как самого диска, так и соседних с ним элементов и устройств в корпусе ЭВМ. Для обеспечения нормального теплового режима и заданной надежности работы используется принудительное воздушное охлаждение, которое осуществляется либо с помощью встроенных в корпус ЭВМ общих вентиляторов, либо с помощью индивидуальных вентиляторов, встроенных непосредственно в корпус НЖМД [1—3].

На рис. 1, а показана конструкция НЖМД, к корпусу которого снизу или сверху прикреплена накладная с двумя желобами и одним или двумя встроенными в нее индивидуальными вентиляторами [1]. Такая конструкция позволяет с помощью вентилятора подавать холодный воздух непосредственно на корпус НЖМД и отводить его после нагревания по желобам накладки в окружающее пространство (направление движения воздушного потока на рис. 1 условно показано стрелками). Второй вариант использования индивидуальных вентиляторов предусматривает размещение НЖМД в П-образном охлаждающем корпусе с перфорированной передней панелью [2]. Между передней панелью и НЖМД устанавливаются два или три вентилятора, обдувающие корпус. Для повышения эффективности охлаждения корпус НЖМД выполняют из алюминия и снабжают ребрами (рис. 1, б). Аналогичная конструкция приведена в [3] — с той лишь разницей, что НЖМД размещен в раздвижном корпусе с перфорированными или герметичными крышками и задней панелью, в которой установлены один или два вентилятора. Схематично такая конструкция показана на рис. 1, в.

Эффективность охлаждения НЖМД с применением вентиляторов достаточно высока и позволяет обеспечить необходимый тепловой режим. Вместе с тем системам охлаждения с использованием вентиляторов свойственны и недостатки — необходимость

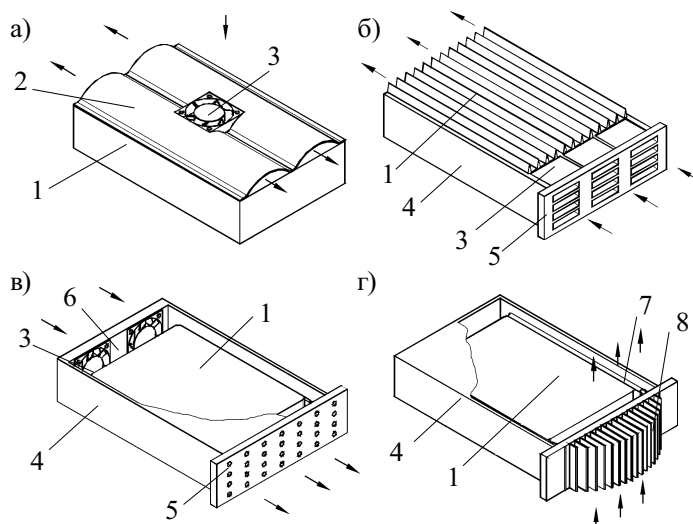


Рис. 1. Конструктивные схемы построения охлаждаемых ЖМД: а — с накладкой, содержащей вентилятор; б — с П-образным внешним корпусом, содержащим три вентилятора; в — с раздвижным внешним корпусом, содержащим два вентилятора; г — предложенная авторами конструкция без вентиляторов 1 — внутренний корпус с НЖМД; 2 — накладка; 3 — вентилятор; 4 — внешний корпус; 5 — передняя панель; 6 — задняя панель; 7 — тепловая труба; 8 — радиатор

энергозатрат, акустические шумы, вызванные движением воздушного потока сквозь отверстия и щели в корпусе устройства. Кроме того, наличие отверстий и щелей приводит к запыленности поверхности НЖМД, что ухудшает условия его охлаждения.

Целью настоящей работы является поиск и реализация новых конструктивно-технологических решений, позволяющих в значительной мере устранить указанные недостатки.

Поставленная задача решается за счет того, что в НЖМД, имеющем внешний корпус и жесткий магнитный диск, размещенный во внутреннем герметичном корпусе с теплоотдающей поверхностью, на передней поверхности внешнего корпуса выполнен радиатор, а между внутренним и внешним корпусами установлены одна или несколько тепловых труб с зонами испарения и конденсации [4]. Схематично такая конструкция НЖМД показана на рис. 1, г.

Разработанная конструкция НЖМД показана на рис. 2. Теплоотдающей поверхностью внутреннего корпуса 1б является поверхность двух его боковых стенок. Электронный блок может быть размещен вместе с жестким магнитным диском во внутреннем

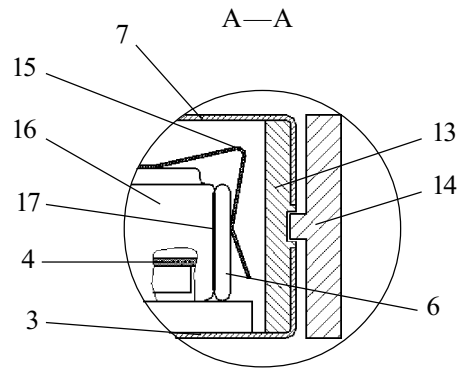
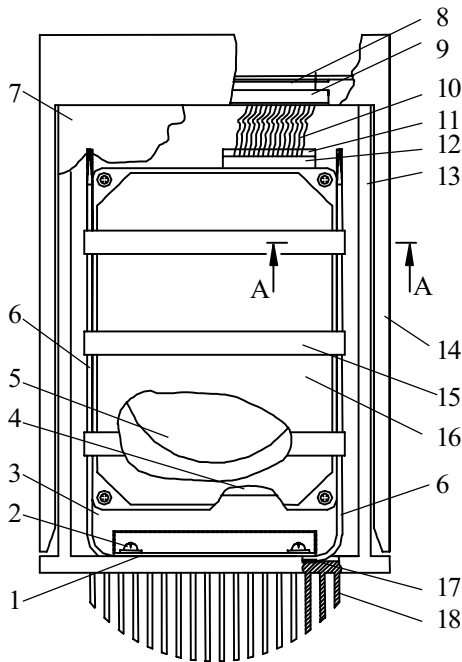


Рис. 2. МЖМД с охлаждением на основе тепловых труб:

1 — планка; 2 — винт; 3 — нижняя крышка; 4 — электронный блок; 5 — жесткий магнитный диск; 6 — Г-образная тепловая труба; 7 — верхняя крышка; 8 — внешний разъем; 9 — внутренний разъем; 10 — гибкая печатная плата; 11 — разъем электронного блока; 12 — разъем ЖМД; 13 — внутренняя рама; 14 — внешняя рама; 15 — пружина; 16 — внутренний герметичный корпус; 17 — слой теплопроводной смазки; 18 — радиатор

корпусе либо иметь свой индивидуальный корпус и размещаться под внутренним корпусом МЖМД.

Внешний корпус МЖМД состоит из внутренней рамы 13, внешней рамы 14, нижней крышки 3 и верхней крышки 7. Крышки могут быть выполнены как герметичными (для эксплуатации в условиях запыленности), так и перфорированными. Внутренняя рама установлена во внешней раме подвижно с помощью продольных направляющих элементов. На задней стенке внешней рамы 14 установлен внешний электрический разъем 8, который электрически соединен с внутренним разъемом 9, установленным на внутренней раме. Разъем 9 с помощью гибкой печатной платы 10 электрически соединен с разъемом 12 жесткого магнитного диска и разъемом 11 электронного блока. На передней панели внутренней рамы 13 внешнего корпуса выполнен радиатор 18, имеющий развитое оребрение в виде пластин, штырей, проволок и т. п.

Между внутренним корпусом жесткого магнитного диска и внешним корпусом накопителя установлены две тепловые трубы Г-образной формы 6 с зоной испарения и зоной конденсации. Форма тепловых труб (которая может быть и другой — см. рис. 3) и их количество определяются видом и местом расположения теплоотдающих поверхностей внутреннего корпуса, возможностью конструктивного размещения теп-

ловых труб внутри устройства, удобством монтажа и крепления к теплоотдающим поверхностям внутреннего корпуса и к радиатору.

Зона испарения каждой тепловой трубы установлена с обеспечением теплового контакта на теплоотдающей поверхности внутреннего корпуса 16 (см. рис. 2), а зона конденсации установлена с обеспечением теплового контакта на внутренней поверхности радиатора 18 либо в теле радиатора. Закрепление зоны испарения обеих тепловых труб 6 на боковых теплоотдающих поверхностях внутреннего корпуса 16 в данной конструкции выполнено с помощью охватывающих пружин 15. Зона конденсации обеих тепловых труб установлена и закреплена на внутренней поверхности радиатора с помощью планки 1 и винтов 2 (возможны и другие варианты, например, с помощью пружины).

Для уменьшения контактного теплового сопротивления в местах контакта тепловой трубы нанесен слой 17 теплопроводной смазки, например пасты КПТ-8.

Тепловая труба выполнена в виде полого вакуумированного герметичного корпуса, внутренняя поверхность которого покрыта слоем капиллярно-пористого материала (например металлического войлока), насыщенного жидким теплоносителем, в качестве которого используется дистиллированная вода или этиловый спирт.

МЖМД устанавливается и работает, как правило, в составе системного блока ЭВМ или сервера. При этом накопитель устанавливается в сервер таким образом, чтобы оребренная поверхность радиатора находилась за пределами корпуса сервера.

Высокоэффективный замкнутый испарительно-конденсационный цикл обеспечивает отвод теплоты из герметичного корпуса к окружающему серверу воздуху с минимальными потерями и без использования вентиляторов, что улучшает условия работы обслуживающего персонала, повышает защищенность внутренних элементов устройства от пыли и — за счет этого — эффективность охлаждения в процессе продолжительной эксплуатации. Устройство обладает универсальностью: оно может устанавливаться в раз-

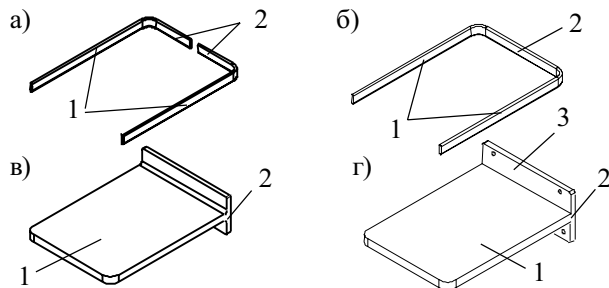


Рис. 3. Тепловые трубы различной формы:

а — Г-образная; б — П-образная; в — Т-образная; г — прямая
1 — зона испарения; 2 — зона конденсации; 3 — припаянный фланец с крепежными отверстиями

ные типы электронно-вычислительной техники, в нем также могут использоваться разные типы ЖМД.

Изготовлен экспериментальный образец устройства с тепловой трубой П-образной формы (рис. 4). Заготовкой для корпуса тепловой трубы служила медная трубка внешним диаметром 6 мм,

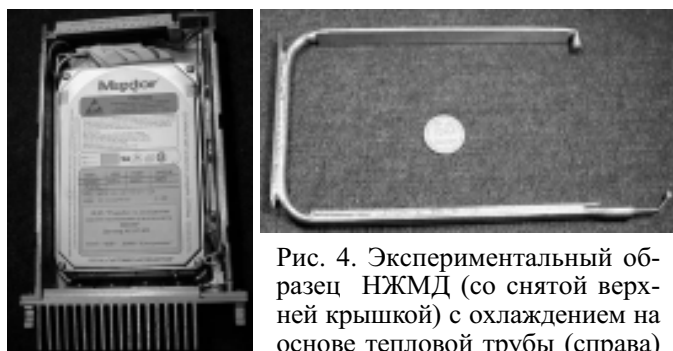


Рис. 4. Экспериментальный образец НЖМД (со снятой верхней крышкой) с охлаждением на основе тепловой трубы (справа)

которая сплющивалась до размера 3 мм для придания ей 0-образной формы (см. рис. 5). К зонам испарения и конденсации припаяны медные фланцы толщиной 1 мм размерами 15×150 и 15×85 мм, соответственно, для надежного контакта с соединяемыми элементами. Капиллярная структура толщиной 0,5 мм изготовлена из отрезков медных волокон, спеченных как между собой, так и с корпусом тепловой трубы. Теплоноситель — этиловый спирт. Радиатор выполнен из алюминиевого сплава Д16Б и имеет 18 ребер размерами 30×42×2 мм. Расстояние между ребрами 4 мм. Габаритные размеры радиатора 149×42×40 мм, общая площадь поверхности 550 см².

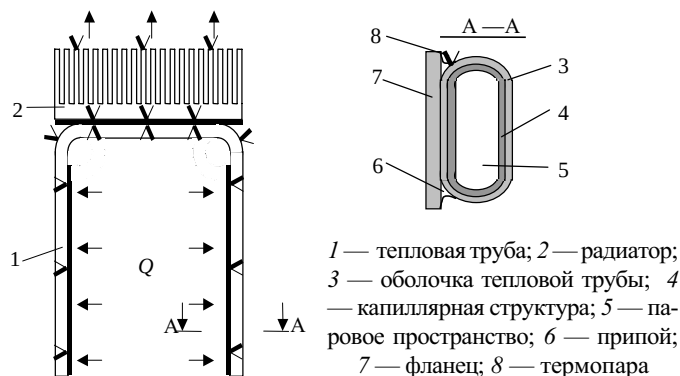


Рис. 5. Тепловая модель системы охлаждения

Для определения эффективности разработанной системы охлаждения были проведены тепловые испытания изготовленного образца. Исследование теплотransмиссионных характеристик осуществлялось по схеме, приведенной на рис. 5. К фланцам обеих зон испарения тепловой трубы подсоединялись омические нагреватели, имитирующие условия подвода теплоты от жесткого диска. К каждой зоне испарения подводился тепловой поток, равный половине общего теплового потока Q . Контакт тепловой трубы с омическими нагревателями и с радиатором осуществлялся с помощью пасты КПТ-8. Тепловая труба при испытаниях размещалась горизонтально. При этом зона конденсации с радиатором были помещены в бокс, в котором были созданы условия естественной конвекции воздуха. Температура охлаждающего воздуха в боксе поддерживалась постоянной. Испыта-

ния проводились при двух значениях температуры охлаждающего воздуха — 26 и 20°C. Все температурные измерения производились с помощью 20 медь-константановых термопар: по 3 термопары в каждой зоне нагрева (в местах припайки фланцев к тепловой трубе), 3 в зоне конденсации, 2 в зоне транспорта (на изгибах тепловой трубы), 3 в теле радиатора в месте контакта фланца тепловой трубы с радиатором, 3 — у основания ребер и 3 — на вершине ребер.

Полученная зависимость температуры в зоне нагрева $t_{\text{зн}}$ от теплового потока Q для двух значений температуры охлаждающего воздуха в боксе показана на рис. 6. (Здесь Q — суммарный тепловой поток, подводимый к обеим зонам испарения тепловой трубы.) Задавая значением допустимой температуры в зоне нагрева, по приведенному графику можно определить мощность тепловыделения, которую при данной температуре окружающей среды и конструктивных параметрах радиатора он может рассеять в окружающее пространство. Так, при температуре 26°C температура в зоне нагрева не более 60°C может быть обеспечена при подводимой мощности 15 Вт, а температура не более 50°C — при 10 Вт.

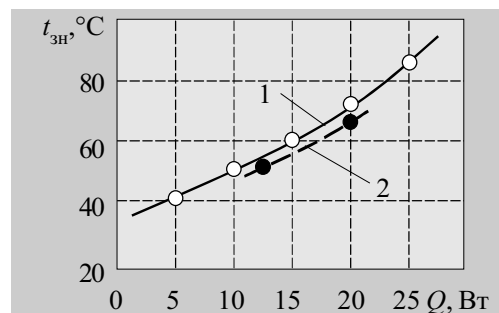


Рис. 6. Зависимость температуры в зоне нагрева от передаваемого теплового потока при температуре охлаждающего воздуха в боксе 26°C (1) и 20°C (2)

Был проанализирован относительный вклад отдельных термических сопротивлений в общий перепад температуры между зоной нагрева и воздухом. Установлено, что основной вклад в общее термическое сопротивление вносит термическое сопротивление радиатора. Данные по термическому сопротивлению тепловой трубы, полученные при температуре охлаждающего воздуха 26°C, приведены на рис. 7.

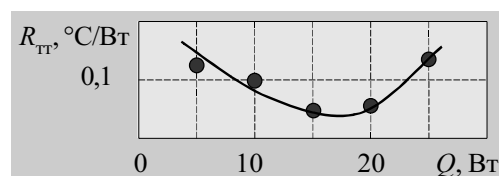


Рис. 7. Зависимость термического сопротивления тепловой трубы от передаваемого теплового потока

Значение термического сопротивления определялось как отношение разности среднего значения температуры в испарительных зонах тепловой трубы и среднего значения температуры в конденсационной зоне к суммарному передаваемому тепловому потоку. Как видно из графика, минимальное термическое сопротивление тепловой трубы соответствует тепло-

вой нагрузке в диапазоне от 15 до 20 Вт. Например, при передаваемом тепловом потоке 15 Вт перепад температуры между зонами испарения и конденсации тепловой трубы не превышает 1°C. Незначительным (менее 1°C) оказался и перепад температуры в зонах контакта тепловой трубы с нагревателями и радиатором. В то же время общий перепад температуры между зонами испарения и охлаждающим воздухом составляет 34°C.

Таким образом, перепад температуры между радиатором и окружающим воздухом составляет не менее 32°C (или 94,1% от общего перепада температуры). Поскольку основным источником общего термического сопротивления в предложенной системе охлаждения является радиатор, то усилия по дальнейшему повышению эффективности охлаждения следует направить на выбор более эффективных поверхностей теплообмена и использование наиболее рациональных конструкций радиатора.

Предложенная конструкция накопителя на жестком магнитном диске позволяет снизить акустические шумы, энергопотребление, обеспечивает герметичность и повышение надежности работы в условиях эксплуатации. В силу универсальности применения она может быть использована при конструировании перспективных электронно-вычислительных устройств.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Севериновский Е. Позаботимся об охлаждении // Компьютерное обозрение.— 2000.— № 40.— С. 36—38.
2. Гарматюк С. “Горячими” бывают не только процессоры // Там же.— 2001.— № 29.— С. 24—26.
3. Convert your fix hard drive to removable hard driver / Проспект фирмы Lian Li Industrial Co., Ltd., Taipei, Taiwan, R.O.C.— Web Site: <http://www.lian-li.com>.— P. 1—4.
4. Заявка 2002107874 на пат. України. Накопичувач інформації / Є. М. Письменний, В. Ю. Кравець, Ю. Є. Ніколасенко та ін.— 03.10 2002 р.

ВЫСТАВКИ. КОНФЕРЕНЦИИ. СИМПОЗИУМЫ

13-я Международная Крымская конференция “СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии”
8–12 сентября 2003 г., Севастополь, Украина

КрыМиКо 2003 crimiCo

Организационный комитет 13-й Международной конференции “СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии” (КрыМиКо’2003) извещает о том, что конференция состоится 8—12 сентября 2003 года в Черноморском филиале Московского государственного университета, Севастопольском национальном техническом университете и Морском гидрофизическом институте НАН Украины.

На конференции планируется работа следующих секций:

1. Твердотельные приборы и устройства СВЧ (в том числе интегрированные устройства для средств связи и локализации, а также для сопряжения с оптоволоконными и цифровыми устройствами).

2. Электровакуумные и микровacuумные приборы СВЧ.

3. Системы СВЧ связи, вещания и спутниковой навигации (в том числе методики оценки эффективности сетей связи).

4. Антенны и антенные элементы (в том числе оптические технологии в антенной технике).

5. Пассивные компоненты, материалы, технология изготовления СВЧ-приборов и нанотехнология.

6. СВЧ-электроника сверхбольших мощностей и эффекты.

7. СВЧ-измерения.

8. СВЧ-техника в промышленности и на транспорте.

9. Микроволновое дистанционное зондирование и радиоастрономия.

В рамках конференции планируется проведение семинаров:

W1 — Мультисервисные сети широкополосного доступа.

W2 — Применение СВЧ-техники в медицине и экологии.

Рабочие языки конференции и семинаров — русский и английский.

Программа конференции с условиями участия и размещения будет опубликована на сайте конференции в середине июля.

Для получения более детальной информации:

тел: +380-692-424287;

+107-095-2739404

e-mail: weber@execs.com

<http://ieee.orbita.ru/aps/crim03r.htm>

КрыМиКо 2003 crimiCo

September 8–12, 2003 Sebastopol, Ukraine

13th International Crimean Conference “Microwave & Telecommunication Technology”

К. т. н. В. В. КУРАК, В. В. ЦЫБУЛЕНКО,
В. Л. АГБОМАССУ

Украина, Херсонский гос. технический университет
E-mail: phisel@mail.ru

Дата поступления в редакцию
09.11 2001 г.

Оппонент к. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ
(НПП "Карат", г. Львов)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ АСПЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

Рассмотрены перспективные технологии производства высокоэффективных полупроводниковых фотоэлектрических преобразователей солнечной энергии на основе Si и GaAs.

Успехи в области освоения полупроводниковых фотоэлектрических преобразователей связаны с разработкой сравнительно простых и дешевых технологических процессов их производства, увеличением эффективности преобразования солнечного излучения и минимизацией оптических и электрических потерь.

В фотоэлектрических преобразователях на основе кремния эффективность преобразования солнечного излучения обычно повышается за счет оптимизации просветляющих покрытий, применения заданной толщины полупроводникового материала и определенного профиля текстуры на фронтальной поверхности для уменьшения оптических потерь, связанных с эффектами поглощения и отражения. Однако нерешенной проблемой являются потери, связанные с затенением фронтальной поверхности контактной сеткой, а также потери на вывод нефотоактивного излучения с тыльной стороны, обусловленные наличием тыльного контакта.

Оптимальным вариантом решения этой проблемы является использование фотоэлектрических преобразователей с вертикальным расположением $p-n$ -переходов, т. е. торцевых фотоэлектрических преобразователей, которые не имеют контактной сетки на фронтальной и тыльной поверхностях. Кроме этого, преимуществом торцевых фотоэлектрических преобразователей является их высоковольтность, т. е. они генерируют высокое напряжение и малый ток при той же выходной мощности, что и планарные. Это позволяет уменьшить потери электрической мощности на последовательном сопротивлении, что особенно актуально при использовании концентрированного солнечного излучения.

Фотоэлектрические преобразователи на основе гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ имеют ряд преимуществ перед фотоэлектрическими преобразователями на основе кремния, а именно: более высокий коэффициент полезного действия, более высокую рабочую температуру, большую радиационную стойкость.

Исследования торцевых фотоэлектрических преобразователей на основе гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ показали, что для достижения высоких коэффициентов преобразования необходимо использовать тонкие (менее 10 мкм) исходные $p-n$ -гетероструктуры в связи с небольшой диффузионной длиной неосновных носителей заряда в GaAs.

В настоящей работе в качестве основных путей снижения потерь в планарных фотоэлектрических преобразователях (ФЭП) на основе гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ рассматривалось использование широкозонного окна [1] с текстурированной фронтальной поверхностью, отражающих покрытий на основе сверхрешеток, размещенных между подложкой и активной областью, а также использование квантовых точек из узкозонного материала вблизи $p-n$ -перехода [2] (т. е. расширение спектра фоточувствительности за счет реализации фотоактивного поглощения в квантовых точках узкозонных материалов, размещенных в матрице широкозонного материала вблизи границы $p-n$ -перехода).

В работе [3] авторы предлагают использовать структуру сверхрешетки в качестве брэгговского отражателя, позволяющего увеличить эффективность ФЭП концентрированного солнечного излучения на основе гетероструктуры $AlGaAs-GaAs$ (рис. 1) за счет отражения не поглощенного при прохождении объема структуры длинноволнового излучения с последующим поглощением в базовой области вблизи $p-n$ -перехода.

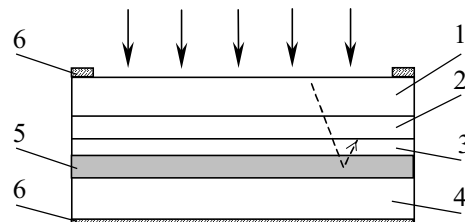


Рис. 1. Структура ФЭП с брэгговским отражателем:

1 — окно $p-AlGaAs$; 2 — эмиттер $p-GaAs$;
3 — база $n-GaAs$; 4 — подложка n^+-GaAs ;
5 — брэгговский отражатель; 6 — металлические контакты

Изготовленный МОС-гидридным методом ФЭП с брэгговским отражателем, состоящим из двенадцати пар слоев $AlAs/GaAs$, при толщине базы 1,1 мкм и уровне легирования базовой области $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ показал КПД

22% при условиях освещения AM0 и степени концентрации солнечного излучения $K_c=30$. Кроме того, в [3] показано, что использование брэгговского отражателя позволяет повысить радиационную стойкость ФЭП благодаря компенсации эффекта деградации диффузионной длины неосновных носителей заряда поглощением отраженного длинноволнового излучения. ФЭП с тонкой ($\sim 1,1$ мкм) низколегированной ($N_D=1\cdot 10^{15}$ см $^{-3}$) базой и внутренним брэгговским отражателем имел эффективность 15,8% (AM0, $K_c=30$) после облучения потоком электронов $1\cdot 10^{15}$ см $^{-2}$ с энергией 3 МэВ.

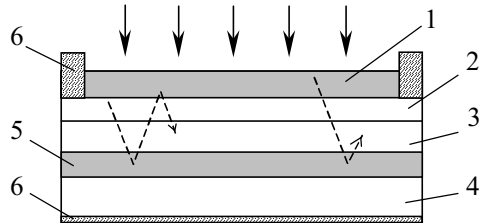


Рис. 2. ФЭП с брэгговским отражателем и фронтальной сверхрешеткой: 1 — фронтальная сверхрешетка; 2 — эмиттер p -GaAs; 3 — база n -GaAs; 4 — подложка n^+ -GaAs; 5 — брэгговский отражатель; 6 — металлические контакты

Дальнейшее повышение КПД описанных солнечных элементов возможно при использовании сверхрешетки не только в качестве брэгговского отражателя, но и как пассивирующего и просветляющего покрытия (рис. 2). Согласно [4], использование сверхрешетки позволяет получить в соединениях A^3B^5 минимальную скорость рекомбинации на гетерогранице. Поэтому целесообразным является применение сверхрешетки AlAs/GaAs или AlGaAs/GaAs для создания пассивирующего покрытия ФЭП на основе GaAs. Кроме того, такая структура является просветляющим покрытием для излучения с длиной волны λ , если толщина слоев в сверхрешетке будет кратна $\lambda/4$.

Эксперимент

Торцевые фотоэлектрические преобразователи на основе монокристаллического кремния изготавливались методом последовательного соединения кремниевых p — n -структур легкоплавкими припоями или высокотемпературными проводящими клеями на основе галлия и меди с последующими операциями резки стопки пластин перпендикулярно плоскости p — n -перехода и химико-динамической полировки для удаления нарушенных слоев.

Недостатком этой технологии является наличие трудоемких операций, а также низкий выход годных. Для устранения этих недостатков, а также с целью удешевления технологии в данной работе рассмотрена возможность создания вертикальных p — n -переходов методом зонной перекристаллизации в градиенте температуры (ЗПГТ).

Для изготовления торцевых ФЭП методом ЗПГТ использовались пластины кремния n -типа марки КЭФ 4,5 толщиной 500 мкм. На поверхности пластин методом термического распыления в вакууме формировали линейные алюминиевые зоны шириной порядка 100 мкм. Процесс ЗПГТ проводили в горизонтальном кварцевом

реакторе, внутри которого располагался плоский графитовый тепловой узел и кассета с подложкой. Температура процесса составляла 1180—1190°C. В качестве защитной атмосферы использовали газообразный азот. За время 50—60 мин под действием градиента температуры алюминиевые зоны проходили насквозь через кремниевую пластину, в результате чего формировались вертикальные области p -типа проводимости. Удаление алюминия с поверхности пластины осуществлялось химической обработкой в травителе состава $HCl:H_2O=1:4$. Для обеспечения омического контакта на границах между соседними p — n -структурами методом электрохимического осаждения через маску фоторезиста с тыльной стороны пластины наносились контактные дорожки из Ni.

Недостатком процесса ЗПГТ с использованием резистивного нагрева является его продолжительность и высокая энергоемкость. Поэтому с целью упрощения и удешевления технологии нами предложено создавать градиент температуры световым нагревом при использовании установки «Уран». Излучение от лампы ДКСР 10000-1 фокусировалось на расположенный в кварцевом реакторе образец при помощи вогнутого зеркала.

ФЭП на основе GaAs с широкозонным окном из AlGaAs были изготовлены методом жидкофазной эпитаксии [5]. Текстурирование слоя AlGaAs толщиной ~ 20 мкм проводилось в кислотном травителе $HNO_3:H_2O=1,5:1$ в течение 10 с.

Выращивание двойных гетероструктур с низкоразмерными структурами (квантово-размерные слои или квантовые точки) $Al_xGa_{1-x}As$ —GaAs— $Al_xGa_{1-x}As$ осуществлялось на подложках GaAs марки АГЧО ориентацией (100) методом импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава [6]. При выращивании низкоразмерных слоев этим методом подложка арсенида галлия при температуре T_0 приводится в контакт с насыщенным при этой температуре раствором-расплавом. Затем теплопоглотитель в виде пластины, имеющей температуру $T_1 < T_0$, приводится в контакт с тыльной стороной подложки. В результате теплообмена происходит кратковременное (импульсное) охлаждение подложки и прилегающего к ней слоя раствора-расплава. После прохождения импульса охлаждения подложка приобретает первоначальную температуру T_0 . Толщина получаемых слоев зависит от величины и длительности охлаждающего импульса, которые, в свою очередь, определяются толщиной и температурой теплопоглотителя в момент его контакта с подложкой.

Исследование спектров фотолуминесценции (ФЛ) таких структур показало, что данный метод позволяет получать как квантово-размерные слои, так и квантовые точки — в зависимости от технологических условий выращивания.

Результаты и обсуждение

На рис. 3 представлена нагрузочная характеристика торцевого кремниевого ФЭП, изготовленного методом ЗПГТ с использованием резистивного нагрева, без антиотражающих и просветляющих покрытий, площадью 1,6 см 2 , содержащего 4 последовательно соединенных p — n -перехода. Измерение нагрузочных характеристик осуществлялось на имитаторе

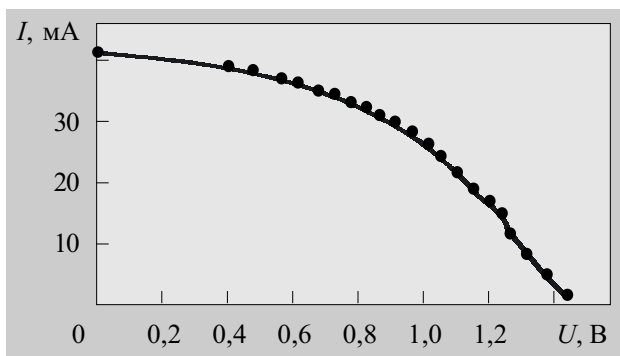


Рис. 3. Световая характеристика торцевого ФЭП на основе Si

солнечного излучения при потоке падающего излучения 150 мВт/см^2 .

Анализ нагрузочной ВАХ позволил установить следующие основные характеристики торцевого ФЭП: плотность тока короткого замыкания в пересчете на полную площадь фотоприемной поверхности $j_{\text{кз}} = 25,6 \text{ мА/см}^2$; напряжение холостого хода $U_{\text{хх}} = 1,43 \text{ В}$; фактор заполнения нагрузочной характеристики $FF = 45,4\%$; КПД $= 11,1\%$. Таким образом, ФЭП торцевой конструкции, в отличие от планарных фотопреобразователей, являются высоковольтными, т. е. при равных прочих условиях генерирует высокое напряжение (за счет последовательного соединения p — n переходов) и более слабый ток. Низкое же значение фактора заполнения нагрузочной характеристики связано с рекомбинационными потерями из-за неоптимальных толщин p - и n -областей, существенно превышающих диффузионную длину неосновных носителей заряда, а также с отсутствием просветляющего покрытия.

На рис. 4 представлены темновые ВАХ кремниевых торцевых ФЭП, измеренные в диапазоне температур от 0 до 100°C с шагом 20°C . Точность поддержания температуры при измерениях составляла $\pm 5^\circ\text{C}$. Анализ прямых ветвей темновых ВАХ показывает, что напряжение отсечки с повышением температуры уменьшается от значения порядка $1,9 \text{ В}$ при 0°C до $0,4 \text{ В}$ при 100°C . Последовательное сопротивление структуры составляет $3,5 \text{ Ом}$ при 20°C или, в пересчете на одну p — n структуру, $\sim 0,8 \text{ Ом}$, что не-

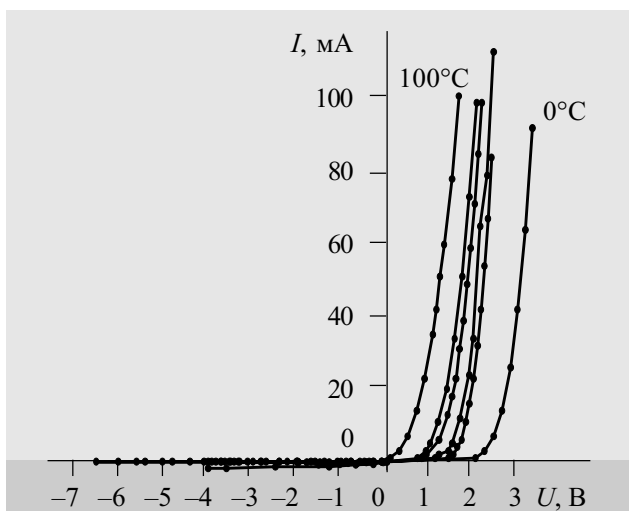


Рис. 4. Темновые ВАХ кремниевых торцевых ФЭП

сколько ниже типовых значений последовательного сопротивления кремниевых ФЭП планарной конструкции.

Торцевые кремниевые ФЭП, изготовленные методом ЗПГТ на установке "Уран" при использовании светового нагрева, также имели КПД не ниже 11% при однократном падающем световом потоке АМ 1,5.

На рис. 5 представлены световые характеристики ФЭП на основе GaAs с широкозонным окном из AlGaAs с текстурированной фронтальной поверхностью до (1) и после (2) селективного травления, измеренные на имитаторе солнечного излучения при потоке падающего излучения 100 мВт/см^2 . Анализ световой ВАХ позволил установить, что КПД ФЭП повысился на $0,9\%$, что может быть объяснено уменьшением оптических потерь на отражение от текстурированной фронтальной поверхности.

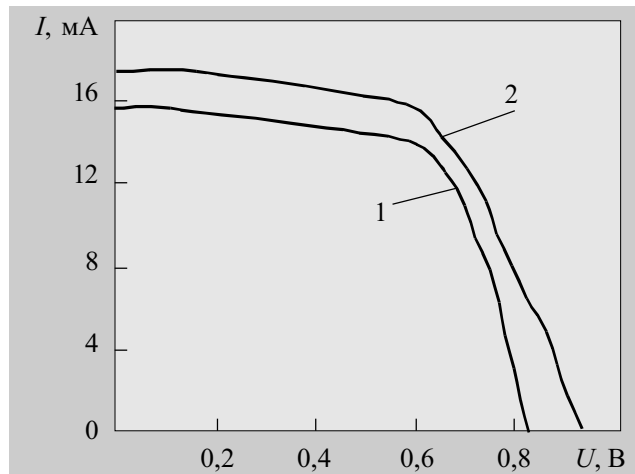


Рис. 5. Световые характеристики планарного ФЭП на основе гетероструктуры AlGaAs—GaAs

На рис. 6 изображено спектральное распределение отраженной энергии для типичной полированной поверхности гетероструктуры AlGaAs—GaAs при падающем солнечном излучении спектра АМ 1,5. Плотность потока отраженной энергии, определенная путем интегрирования по длине волны, (кривая 1) при условиях АМ 1,5 составляет более 13% от энергии падающего солнечного излучения. Примерно 8% отраженной энергии (относительно энергии падающего солнечного излучения) лежит в области поглощения и преобразования ФЭП на основе гетероструктуры

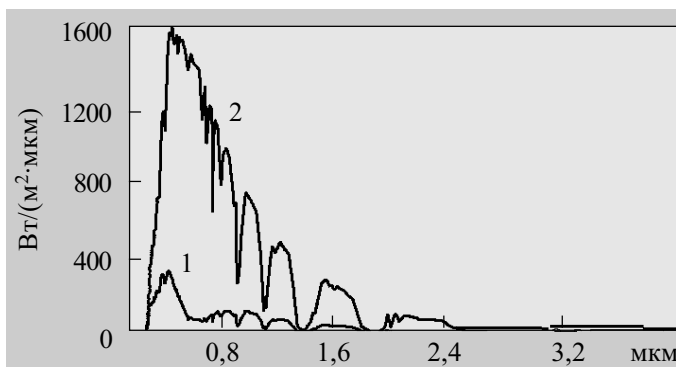


Рис. 6. Спектральное распределение отраженной энергии (1) для AlGaAs—GaAs при падающем солнечном излучении (2) спектра АМ 1,5

AlGaAs—GaAs, что говорит о перспективности изучения антиотражающих покрытий.

На рис. 7 представлен спектр ФЛ наноразмерной гетероструктуры $\text{Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As—GaAs—Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}$, полученной методом импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава на подложке GaAs электронного типа проводимости с ориентацией поверхности (100) и концентрацией носителей заряда $n \sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. ФЛ измерялась при 300 К и интенсивности возбуждения 40 Вт/см^2 . В спектре наблюдаются узкие полосы люминесценции в диапазоне энергий от 1,5 до 2 эВ, что свидетельствует в пользу образования квантовых точек GaAs нескольких размеров (от 7 до 11 нм).

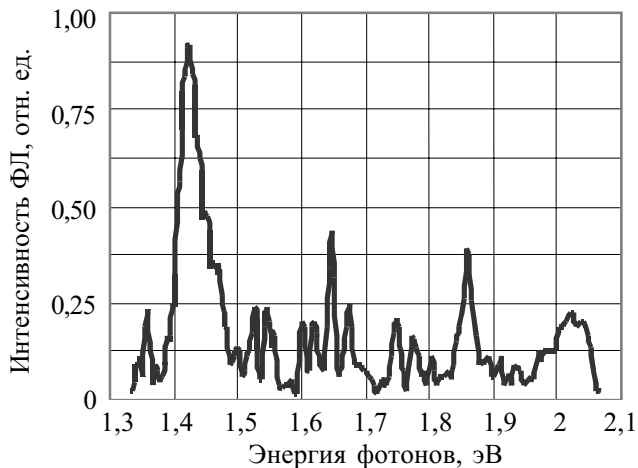


Рис. 7. Спектр ФЛ наноразмерной структуры $\text{Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As—GaAs—Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}$

Оценка эффективности преобразования ФЭП на основе гетероструктур $\text{Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As—GaAs}$, содержащих квантовые точки узкозонных материалов, таких как Ge, GaSb или InAs, заключенных в матрице $\text{Al}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}$ вблизи границы p — n -перехода на расстоянии порядка диффузионной длины неосновных носителей заряда ($\sim 1 \text{ мкм}$), показала, что за счет расширения спектра фоточувствительности в длинноволновую область можно достичь КПД более 35% в условиях освещения АМ 1,5. При этом боровский радиус экситона a_{ex} в квантовой точке должен быть много меньше размеров самой квантовой точки a ("большие" квантовые точки), что связано с проявлением квантово-размерных эффектов в случае соизмеримости малых частичек (в нашем случае квантовых точек узкозонных материалов в матрице широкозонного) с длиной волны де Бройля экситонов, электронов и дырок [7]. Формирование "больших" квантовых точек позволит сместить край поглощения (т. е. 1-й уровень размерного квантования) в длинноволновую область спектра и, соответственно, расширить диапазон фоточувствительности.

Заключение

Проведенные исследования показали, что ФЭП торцевой конструкции обладают малым последовательным сопротивлением, что позволяет уменьшить омические потери по сравнению с планарными аналогами. Однако результаты анализа нагрузочных и темновых ВАХ указывают на то, что для увеличения эффективности торцевых ФЭП необходима минимизация рекомбинационных потерь путем уменьшения толщины вертикальных p - и n -областей.

Установлено, что отсутствие контактной сетки на фронтальной и тыльной поверхности торцевых ФЭП позволяет не только снизить температуру их нагрева в процессе эксплуатации за счет отсутствия поглощения излучения в слоях металлизации, но и минимизировать оптические потери при создании каскадных фотоэлектрических преобразователей.

Предложена новая технология создания торцевых ФЭП методом ЗПГТ, в котором градиент температуры создается световым нагревом на установке "Уран". Данная технология позволила изготовить кремниевые торцевые ФЭП с КПД около 11% без использования просветляющих и антиотражающих покрытий.

Показана перспективность изучения антиотражающих покрытий планарных ФЭП на основе гетероструктур AlGaAs—GaAs.

В качестве основного направления повышения эффективности ФЭП на основе гетероструктур AlGaAs—GaAs предложено использование квантовых точек узкозонных материалов, размещенных в матрице широкозонного материала, вблизи границы p — n -перехода.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Алферов Ж. И., Шмарцев Ю. В. Фотоприемники и фотопреобразователи. — Л.: Наука, 1986.
2. Кленов В. Б., Курак В. В., Марончук А. И., Марончук И. Е. Использование низкоразмерных структур в фотоэлектрических преобразователях солнечной энергии // ААЭКС. — 2001. — №1. — С. 104—109.
3. Andreev V. M., Kochnev I. V., Lantratov V. M., Shvarts M. Z. Proton and electron irradiation of GaAs solar cells with internal Bragg reflector / Proc. of the 2nd World Conf. and Exhib. on PV. — 6—10 July, 1998. — Vienna, Austria. — P. 3757—3760.
4. Херман М. Полупроводниковые сверхрешетки. М.: Мир, 1989.
5. Саидов А. С., Саидов М. С., Кончанов Э. А. Жидкостная эпитаксия компенсированных слоев арсенид галлия и твердых растворов на его основе. — Ташкент: Фан, 1986.
6. Кулюткина Т. Ф., Марончук И. Е., Шорохов А. В. Выращивание субмикронных слоев при импульсном охлаждении насыщенного раствора-расплава // Письма в ЖТФ, 1995. — Т. 21, вып. 20. — С. 1—5.
7. Венгер Е. Ф., Гончаренко А. В., Дмитрук А. Л. Оптика малых частинок и дисперсии средовищ. — Київ: Наукова думка, 1999.

К. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ

Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие “Карат”
E-mail: krukovsky@polynet.lviv.ua

Дата поступления в редакцию
25.10 2002 г.

Оппонент к. ф.-м. н. Е. М. СЕМАШКО
("Сатурн-Микро", г. Киев)

КОМПЛЕКСНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СЛОЕВ GaAs, InGaAs ПРИ ЖИДКОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ

Полученные результаты могут быть использованы при получении эпитаксиальных структур для фотоприемников, фотопреобразователей солнечной энергии, датчиков.

Слаболегированные слои GaAs, AlGaAs, InGaAs используются в составе чувствительных фотоприемников, термосенсоров, различных датчиков радиации [1, 2]. Сложность получения чистых слоев A^3B^5 обусловлена присутствием в компонентах шихты таких фоновых примесей как кремний, углерод, кислород, магний [1, 3]. Микронные и субмикронные слои получают при низких температурах жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ), при которых значения коэффициентов сегрегации легирующих примесей небольшие [2]. В связи с этим для большинства материалов A^3B^5 возникают трудности в получении эпитаксиальных слоев p -типа проводимости с уровнем легирования примерно $(1...7) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и выше [4].

Исследование электрофизических параметров слоев GaAs, легированных одновременно изовалентными и редкоземельными элементами (комплексное легирование), полученных ЖФЭ в интервале температур 800—700°C [5], показало, что эта методика позволяет существенно уменьшить фоновую концентрацию примесей в эпитаксиальных слоях. При этом уменьшение концентрации до 10^{17} см^{-3} сопровождалось существенным ростом подвижности основных носителей. Предельные значения концентрации и подвижности, достигнутые в эпитаксиальных слоях GaAs, полученных ЖФЭ с использованием комплексного легирования, на порядок — полтора превышают значения, полученные при легировании слоев только редкоземельными элементами. В связи с этим возникает интерес к исследованию эффекта комплексного легирования и на других материалах A^3B^5 .

В данной работе проведены исследования эпитаксиальных слоев GaAs, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0,38—0,4$), полученных методом ЖФЭ в интервале температур 650—600°C из расплавов галлия, легированного одновременно Yb и Al. Интерес к исследованию слоев такого состава обусловлен их использованием в составе тандемных гетероструктур GaAs—InGaAs—AlGaAs для фотопреобразователей солнечной энергии.

Наращивание эпитаксиальных слоев GaAs, InGaAs осуществлялось методом ЖФЭ на установке с горизон-

тальным реактором в кассете поршневого типа. Ростовой зазор составлял 1 мм. Кристаллизация слоев GaAs проводилась из галлиевых, а слоев InGaAs — из индиевых растворов-расплавов, легированных иттербием и алюминием. В качестве подложки использовался полупроводниковый GaAs марки АГЧП-6. Подложки были ориентированы в направлении (100) с разориентацией $10'$ в сторону плоскости (110). Для формирования шихты использовался галлий марки Гл99,9997, индий марки ИН000, алюминий 99,9999 и иттербий 99,9.

Растворы-расплавы предварительно не отжигались. Температура и время гомогенизации расплавов составляли соответственно 700°C и 1,5 ч. Нарастивание слоев проводилось в интервале температур 650—600°C, а скорость кристаллизации составляла 1,0—1,2°C/мин. Толщина эпитаксиальных слоев находилась в пределах 5—10 мкм.

Концентрация и подвижность носителей определялись по эффекту Холла.

Для исследования влияния легирования растворов-расплавов иттербием и алюминием на электрофизические свойства слоев GaAs и InGaAs были проведены две серии экспериментов. В первой серии растворы-расплавы галлия и индия легировались только редкоземельным элементом — Yb. Концентрация иттербия изменялась в пределах от 0 до 0,044 ат.%. Во второй серии экспериментов растворы-расплавы галлия легировались одновременно иттербием и алюминием. В галлиевых расплавах концентрация алюминия составляла 0,015 и 0,026 ат.%, а в растворах-расплавах индия — 0,015 ат.%. Концентрация иттербия в расплавах галлия изменялась от 0 до 0,044 ат.%, а в расплаве индия — от 0 до 0,010 ат.%.

Особенности влияния Yb и Al на электрофизические свойства слоев GaAs и InGaAs, полученных ЖФЭ, отображают данные, приведенные на **рис. 1 и 2**.

На рис. 1 приведены зависимости концентрации электронов и дырок в эпитаксиальных слоях GaAs и $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, выращенных из расплавов галлия и индия, легированных иттербием и алюминием. Как видно из рисунка, введение иттербия в растворы-расплавы галлия и индия (кривые 1 и 2) сопровождается уменьшением концентрации электронов в эпитаксиальных слоях. При концентрации иттербия ~0,033 ат.% для галлиевых и ~0,015 ат.% для индиевых растворов-расплавов происходит инверсия типа проводимости эпитаксиальных слоев из n - в p -тип. Такой же характер поведения концентрации электронов наблю-

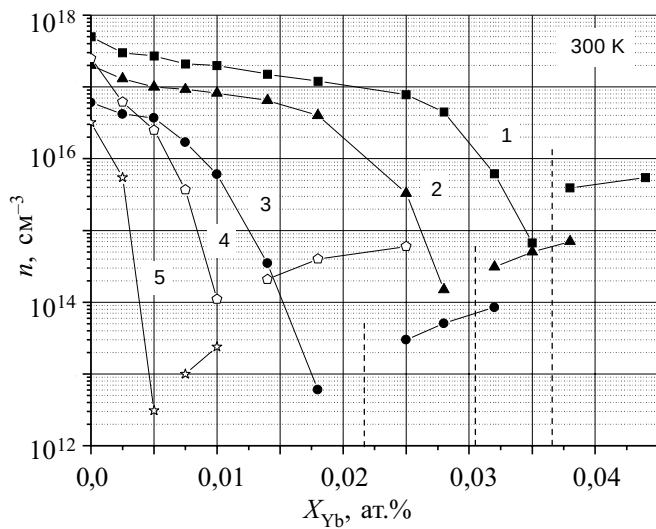


Рис. 1. Зависимость концентрации n электронов и дырок в эпитаксиальных слоях GaAs (1, 2, 3) и $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (4, 5) от концентрации Al и Yb (X_{Yb}) в расплавах галлия и индия: 1, 4 — 0 ат.% Al; 2, 5 — 0,015 ат.% Al; 3 — 0,026 ат.% Al

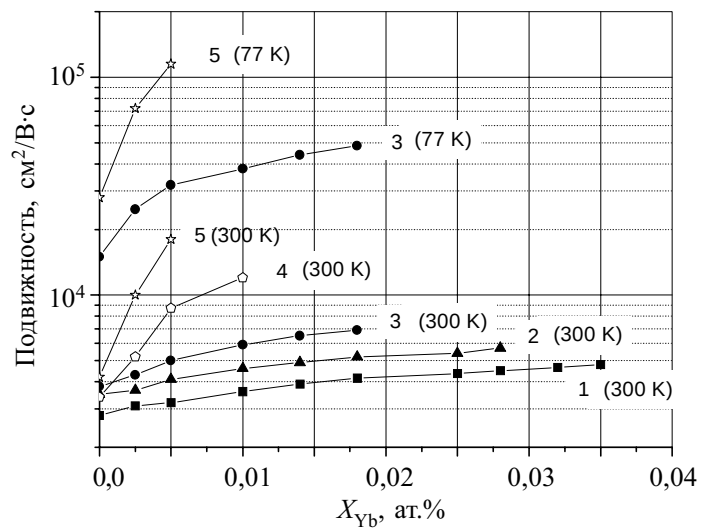


Рис. 2. Зависимость подвижности в эпитаксиальных слоях GaAs (1, 2, 3) и $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (4, 5) от концентрации Al и Yb в расплавах галлия и индия: 1, 4 — 0 ат.% Al; 2, 5 — 0,015 ат.% Al; 3 — 0,026 ат.% Al

дается в эпитаксиальных слоях GaAs и InGaAs при одновременном легировании иттербием и алюминием как расплавов галлия, так и индия (кривые 2,3,5). При достижении иттербием определенных критических значений $N_{\text{кр}}(\text{Yb})$ в расплавах галлия и индия происходит инверсия типа проводимости слоев GaAs и InGaAs. При увеличении концентрации алюминия значение $N_{\text{кр}}(\text{Yb})$ существенно уменьшается по сравнению с аналогичным значением $N_{\text{кр}}(\text{Yb})$ для слоев, полученных из растворов-расплавов, легированных только иттербием.

Следует отметить, что инверсия типа проводимости для слоев InGaAs происходит при меньших значениях иттербия по сравнению со слоями GaAs. По-видимому, этот эффект может быть обусловлен как различной концентрацией фоновых примесей в индии и галлии, так и различной эффективностью взаимодействия иттербия с фоновыми примесями в расплавах галлия и индия.

На рис. 2 приведены зависимости подвижности электронов в слоях GaAs и InGaAs, выращенных ЖФЭ из расплавов галлия и индия, легированных Yb и Al. Сравнение значений подвижности в слоях GaAs и InGaAs, измеренных при 300 K и 7 K (кривые 3 и 5), показывают, что они существенно отличаются как для слоев GaAs, так и — особенно — для InGaAs. Это может свидетельствовать об эффективной “очистке” эпитаксиальных слоев от фоновых примесей.

Сравнение приведенных результатов с нашими данными по двойному легированию иттербием и алюминием эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных ЖФЭ в температурном диапазоне 800—700°C [5], показывает, что характер изменений электрофизических параметров сохраняется. Однако точка инверсии типа проводимости в эпитаксиальных слоях GaAs, полученных при низких температурах, сдвигается в сторону меньших концентраций иттербия — от 0,042 ат.% (при 800—700°C) до 0,032 ат.% для слоев, выращенных при 560—600°C, что можно объяснить уменьшением количества примесей, попадающих в эпитаксиальный слой при снижении температуры эпитаксии.

Как известно [6, с. 147], основными фоновыми примесями в GaAs и InGaAs являются амфотерный кремний и кислород. Кремний при низких температурах эпитаксии может занимать вакантные узлы в галлиевой подрешетке. Кислород может проявлять себя как донор [6, с. 156] и как акцептор, в зависимости от условий выращивания [7].

Иттербий и алюминий являются элементами третьей группы по отношению к GaAs и InGaAs, т. е. изовалентными, и поэтому не могут компенсировать донорные центры — тем более, что высокая подвижность носителей заряда в эпитаксиальных слоях свидетельствует об отсутствии в них примесных центров. Ковалентный радиус иттербия имеет значение 1,57 Å [8, с. 37], что существенно превышает значение ковалентного радиуса галлия — 1,25 Å [8, с. 34]. Поэтому вероятность вхождения иттербия в подрешетку галлия невысока. Это подтверждают результаты исследования авторов [3], которые, используя метод “меченых атомов”, показали, что максимальная концентрация иттербия в слоях GaAs, выращенных ЖФЭ, может составлять 10^{13} см^{-3} . Таким образом, наиболее вероятным является связывание иттербием фоновых примесей в растворах-расплавах и предотвращение их попадания в эпитаксиальный слой. Такой характер взаимодействия редкоземельных элементов подтверждается в ряде работ [3, 9, 10] с применением фотолюминесцентных и холловских измерений.

Смещение точки инверсии типа проводимости слоев в сторону меньших концентраций иттербия в растворе-расплаве, а также снижение концентрации и повышение подвижности основных носителей при комплексном легировании алюминием и иттербием расплавов галлия и индия можно объяснить тем, что алюминий, имея ковалентный радиус 1,25 Å [8, с. 32], входит в подрешетку галлия. Концентрация вакансий галлия в эпитаксиальных слоях уменьшается и, соответственно, уменьшается вероятность встраивания кремния в кристаллическую решетку GaAs и InGaAs.

Изложенный выше механизм влияния изовалентных и редкоземельных элементов на свойства слоев GaAs и InGaAs является наиболее вероятным. Следует отметить, что на формирование электрофизических свойств слоев могут оказывать влияние как глубокие акцепторные и донорные уровни с участием кислорода, так и мелкие, обусловленные замещением кислородом атомов мышьяка и галлия. Более глубокое изучение этой проблемы требует привлечения фотолюминесцентных измерений при гелиевых температурах, спектроскопии глубоких уровней, вторичной ионной масс-спектропии и является темой самостоятельных исследований.

В гетеросистемах GaAs—InGaAs на электрофизические параметры слоев InGaAs определенное влияние могут оказывать также напряжения, возникающие на гетерогранице из-за различия в параметрах решеток. Разница в параметрах решетки в гетеросистемах GaAs—In_xGa_{1-x}As ($x=0,4$) и InP—In_xGa_{1-x}As ($x=0,4$) составляет 4,5 и 0,72%, соответственно. Для оценки такого влияния было проведено сравнение электрофизических параметров (подвижности и концентрации носителей) слоев In_xGa_{1-x}As ($x=0,4$), полученных на подложках InP:Fe и подложках полупроводящего GaAs. Было установлено, что отличие в параметрах составляет не более 5%. Это практически соизмеримо с точностью измерений установки Холла — 4%. Таким образом, механические напряжения, возникающие в гетеросистеме, существенно не влияют на электрофизические параметры слоев, а определяющим фактором является концентрация редкоземельного (Yb) и изовалентного (Al) элемента в растворе-расплаве.

Одновременное действие двух механизмов, т. е. взаимодействие иттербия с фоновыми примесями и уменьшение вероятности вхождения кремния в подрешетку галлия при введении алюминия в раствор-расплав, позволяет достигать эффективной очистки слоев GaAs и InGaAs от неконтролируемых примесей.

Проведенные исследования показали, что комплексное легирование индиевых и галлиевых растворов-расплавов иттербием и алюминием при кристаллизации слоев GaAs и InGaAs в интервале температур 650—600°C позволяет достигать значений концентрации электронов в слоях GaAs $\sim(5...6) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$

(300 K) и подвижности $\sim 50000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (77 K), а в слоях In_xGa_{1-x}As ($x=0,38...0,40$) — соответственно значений $\sim 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$ (300 K) и $\sim 116000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (77 K). Этот результат можно объяснить геттеризирующим действием иттербия по отношению к фоновым примесям в растворах-расплавах галлия и индия, а также уменьшением концентрации кремния в слоях благодаря встраиванию алюминия в подрешетку галлия.

Полученные результаты могут быть использованы при получении эпитаксиальных структур для фотоприемников, фотопреобразователей солнечной энергии, датчиков температуры, датчиков ионизирующих излучений.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Корольков В. И., Рахимов Н. Диоды, транзисторы и тиристоры на основе гетероструктур.— Ташкент: ФАН, 1986.
2. Novotny J., Prochazkova O., Zdansky K., Zavadil J. Preparation and properties of Er and Yb doped In-based semiconductor compounds // Czechoslovak Journal of Physics.— 1999.— Vol. 49, N 5.— P. 757—763.
3. Беспалов В. А., Елкин А. Г., Журкин Б. Г. и др. Механизм влияния редкоземельных элементов на свойства слоев GaAs, выращенных жидкофазной эпитаксией // Краткие сообщения по физике.— 1987.— № 9.— С. 32—34.
4. Уфимцев В. Б., Акчурин Р. Х. Физико-химические основы жидкофазной эпитаксии.— М.: Металлургия, 1983.
5. Круковский С. І., Рибак О. В., Мрихін І. О. Високомні слабологовані шари GaAs та AlGaAs, отримані РФЕ / Тези доповідей 1-ї Української наук. конф. з фізики напівпровідників. Т. 1.— 2002.— Одеса.— С. 159.
6. Шишияну Ф. С. Диффузия и деградация в полупроводниковых материалах и приборах.— Кишинев: Штиинца, 1978.
7. Allen R. E., Dow J. D. Theory of GaAs-oxide interface states // Sol. State Commun.— 1983.— Vol. 45, N 4.— P. 379—381.
8. Стрельченко С. С., Лебедев В. В. Соединения A³B⁵. Справочник.— М.: Металлургия, 1984.
9. Мастеров В. Ф., Захаренков Л. Ф. Редкоземельные элементы в A³B⁵ // ФТП.— 1990.— Т. 24.— С. 610—629.
10. Семенова Г. М., Криштаб Т. Г., Кладько В. П. та ін. Властивості епітаксійних шарів арсеніду галію при легуванні галієвого розплаву ітербієм або скандієм // УФЖ.— 1995.— Т. 40, № 10.— С. 1101—1106.



Тел.: +7 (812) 360-6007 Факс.: +7 (812) 360-6001
E-mail: electron@primexpo.ru
www.primexpo.ru/expoelectronica

ВЫСТАВКИ. КОНФЕРЕНЦИИ. СИМПОЗИУМЫ

ЕЖЕГОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ВЫСТАВКА ЭЛЕКТРОННЫХ КОМПОНЕНТОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

28—31 мая 2003 г.
Россия, Москва, СК "Олимпийский"

К. т. н. Б. П. МАСЕНКО

Украина, Херсонский гос. технический университет
E-mail: alexb@selen.kherson.uaДата поступления в редакцию
11.09 2002 г.
Оппонент к. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ
(НПП "Карат", г. Львов)

УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛЫХ КРЕМНИЕВЫХ ПРИЗМ ДЛЯ ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

Выбрана оптимальная конструкция экранировки и определены технологические режимы получения кристаллов ПКП преимущественно со структурой 1-го класса.

Успешное развитие в последние годы наземной фотоэнергетики связано с производством фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) на основе полупроводникового кремния, профилированного в виде лент или полых призм [1, 2]. С 1990 г. мировой выпуск ФЭП из такого материала вырос более чем в 30 раз. Увеличение объемов производства, в основном, обусловлено снижением удельных норм расхода кремния за счет исключения операций механической резки, шлифовки и полировки пластин, а также снижением затрат электроэнергии до 40% по сравнению с производством ФЭП, изготавливаемых на основе пластин из монокристаллического кремния, выращенного методом Чохральского.

Структура поликристаллического кремния, профилированного в виде лент или полых призм, в значительной степени влияет на эффективность фотоэлектрических преобразователей, изготовленных из такого материала [3]. Полые кремниевые призмы (ПКП), как и ленты, выращенные методом Степанова, обладают уникальной дефектной структурой. Для лент чаще характерны параллельные двойники первого порядка с ориентацией $\{110\}$ и направлением роста $\langle 112 \rangle$. Такая структура является равновесной и более устойчива в процессе выращивания [4, с. 147]. Параллельные границы, расположенные вдоль направления вытягивания лент, образуются, независимо от ориентации затравки, на расстоянии около 0,3 м от начала затравления за счет выклинивания наклонных границ на краях ленты; при установившемся росте они наследуются далее по всей длине ленты. Преобладающими дефектами в структуре ленты являются дислокации, границы высоких порядков, малоугловые границы, дефекты упаковки, включения частиц карбида кремния. В отличие от лент, в ПКП наклонные границы, пересекая ребра, выходят на грани призмы с образованием блочной «мозаичной» структуры [5]. В структуре таких призм примерно половину занимают двойниковые области с направлением границ, совпадающим с осью призмы. При средней

плотности дислокаций $N_D = 5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ наблюдаются области с плотностью $N_D \leq 10^8 \text{ см}^{-2}$. Около 20% площади граней занимают крупные моноблоки с прямолинейными границами и пониженной плотностью дислокаций ($N_D = 10^2 \text{ см}^{-2}$). Бездислокационные двойники составляют около 10%, остальная часть площади представляет собой структуру, содержащую малоугловые границы, дефекты упаковки, поверхностные включения частиц карбида кремния.

Таким образом, в полых кремниевых призмах, как и в лентах, структура материала характеризуется наличием значительных неоднородностей, связанных с технологическими условиями выращивания.

В работе [6] предложена классификация кристаллов кремния, профилированных в виде лент, по характерным дефектам структуры — в зависимости от эффективности ФЭП на основе пластин, изготовленных из ленточного кремния. Из четырех классов наиболее качественная структура отнесена к 1-му классу, где преобладающими дефектами являются когерентные двойниковые границы, дефекты упаковки, дислокации с $N_D = 10^4 \text{ см}^{-2}$. Время жизни неосновных носителей заряда в таком материале составляет ≥ 1 мкс, а изготавливаемые из него ФЭП без антиотражающего покрытия имели к. п. д. до 8% (АМ 1,0).

В представленной работе обсуждаются некоторые закономерности формирования структуры ПКП в условиях их промышленного производства.

Для получения призм с ориентацией поверхности граней $\{111\}$ как наиболее совершенных по структуре необходимо (но не достаточно), чтобы направление $\langle 110 \rangle$ грани $\{111\}$ принадлежало фронту кристаллизации, а направление роста $\langle 112 \rangle$ совпадало с направлением вытягивания. Тогда каждая грань призмы будет пирамидой роста равновесной грани $\{111\}$.

Как известно, для получения однородных по своим свойствам профилированных кристаллов необходимо, чтобы кристаллографическая симметрия затравки совпадала с элементами симметрии кристаллообразующей среды (тепловое поле, столб расплава), а возникающие в процессе роста термические напряжения были минимальны [7]. Для уменьшения термоупругих напряжений в кристалле распределение температуры в зоне роста должно быть близким к линейному. В реальных условиях выращивания нелинейность обусловлена наличием значительного

градиента температуры, обеспечивающим высокую скорость кристаллизации.

В отличие от плоских лент с элементами групповой симметрии $2mm$, полые призмы обладают круговой симметрией ∞m , и, одновременно, каждую из граней призмы можно рассматривать как ленту прямоугольного сечения. Поэтому если при выращивании лент затравку ориентируют в направлении $\langle 100 \rangle$ или $\langle 110 \rangle$, то для полых призм предпочтительнее направление $\langle 110 \rangle$.

Двойникование в кремнии происходит по наиболее плотноупакованным плоскостям $\{111\}$, и если затравка ориентирована так, что направление $\langle 110 \rangle$ совпадает с направлением вытягивания, то плоскости (111) и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ лежат параллельно осевому градиенту температуры и перпендикулярно плоскости фронта кристаллизации. Образующиеся по этим плоскостям двойниковые границы будут также параллельны направлению вытягивания.

Однако в промышленных условиях при массовом производстве ПКП, из-за трудоемкости изготовления затравок из предварительно ориентированных монокристаллических пластин, в качестве затравки используют обрезки ПКП длиной до 4 см, что в значительной степени снижает вероятность образования параллельной двойниковой структуры. Кроме того, при затравливании столб расплава в щели по периметру формообразователя формируют оплавлением части затравки [8]. При этом кристалл испытывает тепловой удар с образованием структуры с пониженной симметрией и повышенной плотностью дислокаций.

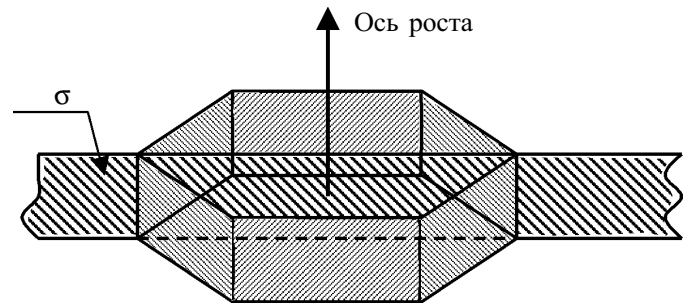
Поэтому для получения ПКП с когерентной двойниковой структурой граней необходимо обеспечить условия для их формирования уже на стадии затравливания. При использовании в качестве затравок ориентированных пластин из монокристаллического кремния (вместо обрезков ПКП) площадь такой структуры увеличилась в среднем на 20%. При установившемся росте области с границами, совпадающими с осью призм, имели протяженность до 0,5 м по всей ширине граней вплоть до закругления у ребер [9].

Появление в структуре ПКП микрокристаллов с различными углами разориентации зерен и мелких (до 2 мм) блоков, образующих «мозаику», возможно как из-за возникновения нескольких центров кристаллизации, так и под действием процессов полигонизации дислокаций в объеме кристалла. В первом случае возникновение микрокристаллов связано с возмущениями на фронте кристаллизации, вызванными изменением тепловых условий в зоне кристаллизации либо с захватом примесных включений. Во втором случае при взаимодействии плоскостей двойникования с дислокациями, порожденными термоупругими напряжениями, образуются линейаризованные или малоугловые границы зерен [10].

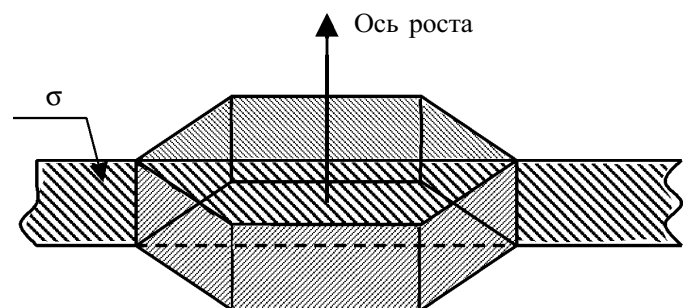
Это взаимодействие является основным моментом в формировании структуры ленточного кремния. В результате полигонизации уменьшается потенциальная энергия кристалла, и образование некогерентных двойников и малоугловых границ оказывается энергетически выгодной. Грань $\{110\}$ легко двойникуется, а совершенная грань $\{111\}$ не имеет перпендику-

лярной ей двойниковой границы вдоль направления вытягивания. Поэтому из-за больших термоупругих напряжений грани призм имеют равновесную поверхность $\{110\}$. Следовательно, достаточное условие совершенства структуры ПКП — малая величина термоупругих напряжений, зависящих от второй производной распределения температуры в направлении вытягивания кристалла.

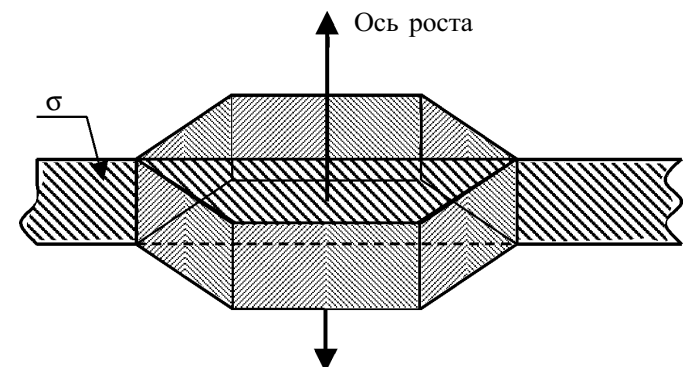
Тенденция к двойникованию равновесной поверхности $\{110\}$ и симметрия многогранных призм позволяют сделать общее заключение о преимущественной структуре ПКП. Группа макросимметрии внешней формы кристалла (G_0) определяется пересечением групп симметрий взаимодействий (G_B), формообразователя (G_Φ) и микросимметрии кристалла (G_M) [11]: $G_0 \supseteq G_B \cap G_\Phi \cap G_M$. Группа симметрии кромки формообразователя (G_Φ) для выращивания $n \gg 2$ -гранной призмы ($n=2$ соответствует плоской ленте) включает ось поворотов (C_n), совпадающую с направлением



Симметрия относительно совокупности граней плоскости σ , нет симметрии относительно поворотов на 60° и обращения оси роста.



Симметрия относительно поворотов на 60° и обращения оси роста, нет симметрии относительно плоскости σ .



Пересечения блоков по ребрам и в центре граней образуют «мозаику». Симметрия наблюдается относительно поворотов на 60° и относительно совокупности граней плоскости σ . Нет симметрии относительно инверсии оси роста.

Рис. 1. Симметрия полых кремниевых призм

вытягивания, плоскость отражения (σ), проходящую через вершину многогранника, и инверсию относительно оси (J). В идеальном случае равномерности температуры и состава кристаллизационной среды вдоль кромки формообразователя группа G_v содержит все элементы группы G_ϕ , кроме J (в силу существования градиента температуры вдоль оси призмы).

Как отмечалось выше, существование второй производной распределения температуры определяет термические напряжения и взаимодействие, порождающее некогерентные двойники и малоугловые границы зерен. Отсутствие инверсии проявляется в отклонении границ и направления роста микродвойников от направления вытягивания. В результате взаимодействия с элементами симметрии C_n , σ структура каждой грани ПКП приобретает вид веера с двойниковыми границами, расходящимися от середины грани к ребрам (см. рис. 1). В области пересечения границ и вдоль ребер призмы возможно образование «мозаичной» структуры и крупных моноблоков. Предельным случаем «веера» являются границы, параллельные направлению вытягивания (симметрия J восстанавливается), что возможно и имеет место при относительно невысоких градиентах температуры вблизи межфазной границы.

Влияние осевых и радиальных градиентов температуры в зоне роста на формирование структуры призм исследовалось при выращивании 6—12-гранных ПКП p -типа проводимости с шириной граней 4—8 см и толщиной 350 ± 50 мкм. Выращивание проводилось на установке типа «Редмет» с резистивным вариантом осесимметричной тепловой зоны, модернизированной для выращивания кристаллов в вакууме при остаточном давлении 10^{-2} Па.

Формообразователь (ФО) изготавливался из графита марок МГ ОСЧ, МПГ-6 с плотностью 1,2—1,8 г·см⁻³. При использовании графита пониженной плотности ФО предварительно уплотнялся в процессе пиролитического разложения пропан-бутана. Конструкция ФО представляла собой полый многогранник высотой 1,5—2,0 см с толщиной граней в нижней части 0,8—1,5 см, в верхней (кромка ФО) — 0,15—0,3 см. По периметру верхней кромки формировалась канавка глубиной 0,1—0,3 см с вертикальными капиллярными отверстиями.

При погружении ФО в тигель расплав кремния поступал через капиллярные каналы и растекался по канавке. В процессе выращивания ПКП высота жидкого столбика-мениска расплава (расстояние между растущим кристаллом и верхней кромкой ФО) поддерживалась в пределах 0,8—0,9 мм.

Вероятность двойниковогоания в кристалле прямо пропорциональна скорости его вытягивания и обратно пропорциональна градиенту температуры в расплаве:

$$W \sim V / (dT/dZ)_p, \quad (1)$$

где V — скорость вытягивания; $(dT/dZ)_p$ — градиент температуры в мениске расплава.

В зависимости от конструктивных особенностей верхней тепловой экранировки скорость вытягивания ПКП варьировалась от 18 до 35 мм·мин⁻¹. Распреде-

ление температуры в ростовой зоне измерялось с помощью вольфрам-рениевой термопары BP5/20, спай которой изолировался кварцевым колпачком. Показания термопары регистрировались цифровым вольтметром с временным интервалом 15 с.

При известной скорости роста зависимость эдс термопары от времени соответствует распределению температуры по длине вытягиваемой призмы. Для исследования осевого градиента температуры термопара перемещалась вдоль продольной оси ПКП или по середине одной из граней. Контроль радиального градиента осуществлялся перемещением термопары вдоль радиуса тепловой зоны в одной горизонтальной плоскости.

В случае использования для выращивания кристаллов открытой (стандартной) экранировки, состоящей из плоского экрана с отверстием, соответствующим симметрии ФО, величина осевого градиента вблизи межфазной границы была в пределах 320—340°·с·см⁻¹. Измеренная величина радиального градиента температуры составляла 3—5°·с·см⁻¹. При выращивании в условиях стандартной экранировки максимальная скорость устойчивого роста была в пределах 18—20 мм·мин⁻¹, а площадь граней со структурой 1-го класса достигала в отдельных случаях 80%.

Резкое снижение температуры вблизи фронта кристаллизации приводит к увеличению второй производной осевого распределения температуры в этой области. Как видно из выражения (1), вероятность образования структуры с когерентными двойниковыми границами может быть повышена при увеличении скорости вытягивания кристалла и уменьшении градиента температуры в мениске расплава.

Из анализа процессов теплообмена при выращивании кремниевых тонкостенных многогранников [12] следует, что в таких кристаллах вблизи фронта кристаллизации образуется тонкий пограничный слой высотой до 5 мм с перепадом температур $T_k - T_0$, где T_k — температура кристаллизации; T_0 — температура на внешней границе слоя. Для увеличения скорости вытягивания необходимо уменьшить температуру T_0 ,

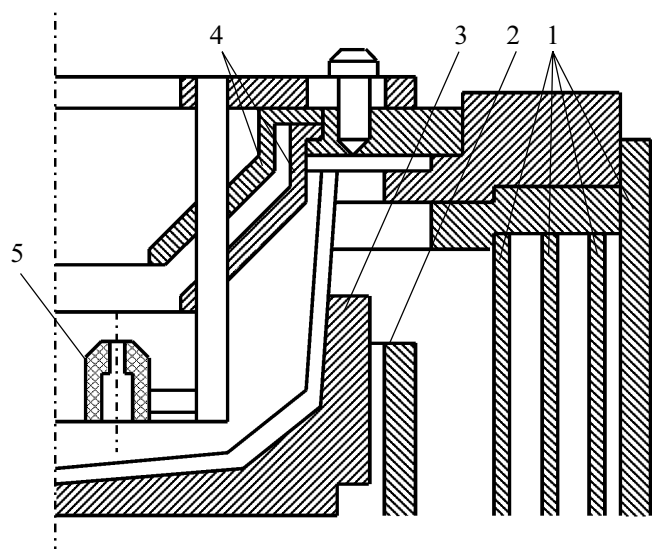


Рис. 2. Тепловой узел с V-образными экранами: 1 — боковые экраны; 2 — нагреватель; 3 — тигельная подставка с тиглем; 4 — V-образный экран; 5 — формообразователь

которая определяется теплообменом поверхности ПКП с тепловой зоной и стенками охлаждаемой ростовой камеры установки выращивания. С этой целью на расстоянии 8—10 мм от верхней кромки ФО дополнительно были установлены два V-образных экрана (рис. 2) — для усиления общего охлаждения выращиваемого кристалла и для его локального подогрева вблизи фронта кристаллизации. Ожидалось, что такое комбинированное воздействие позволит уменьшить термические напряжения в кристалле в наиболее опасной области роста и повысит вероятность формирования структуры с двойниковыми границами.

Действительно, измеренный осевой градиент температуры вблизи межфазной границы увеличился в среднем на $100^\circ \text{C} \cdot \text{см}^{-1}$. В то же время ограничение потока излучения от поверхности расплава приводило к уменьшению градиента температуры в мениске. Процессы по выращиванию ПКП в условиях такой тепловой зоны показали, что скорость устойчивого роста увеличилась весьма незначительно. Вероятно, это обусловлено тем, что с поверхности мениска происходит отвод тепла посредством излучения на V-образные экраны.

Увеличения скорости устойчивого роста до $35 \text{ мм} \cdot \text{мин}^{-1}$ удалось достичь при изменении крепежа V-образных экранов и установке в тепловой узел дополнительного бокового экрана (рис. 3, поз. 1). Однако в этих условиях площадь граней с когерентной двойниковой структурой по отношению к общей площади кристаллов не увеличилась.

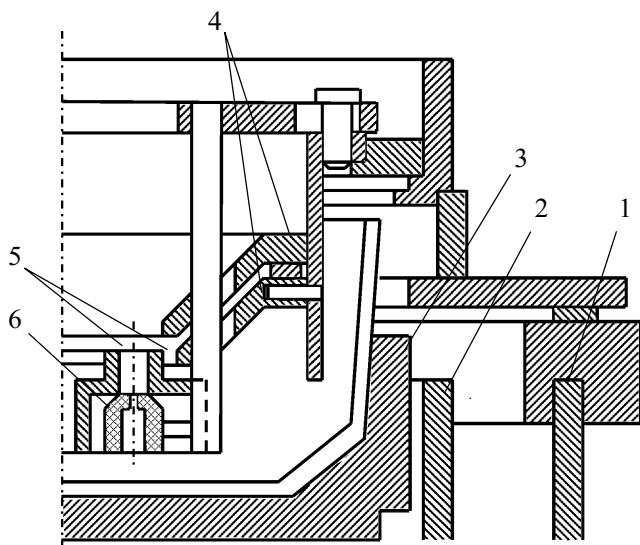


Рис. 3. Тепловой узел с экранами, подогреваемыми расплавом:

1 — боковой экран; 2 — нагреватель; 3 — тигельная подставка с тиглем; 4 — V-образные экраны; 5 — экраны, подогреваемые расплавом; 6 — формообразователь

С целью линеаризации градиента температуры вблизи фронта кристаллизации и уменьшения термоупругих напряжений в кристалле, а также для принципиальной оценки влияния тепловой зоны на формирование структуры ПКП, была изготовлена и испытана новая конструкция теплового узла (рис. 3, поз. 5).

Тепловые условия кристаллизации, которые могли бы обеспечить поставленную задачу с помощью этой конструкции, были рассчитаны сотрудниками ФТИ им. А. Ф.

Иоффе РАН под руководством П. И. Антонова, которым автор выражает свою признательность.

Два экрана погружались в расплав на расстоянии около 6 мм от ФО, при этом верхние их части возвышались на 10 мм над его кромкой. Расстояние между гранями вытягиваемой призмы и экранами составляло до 2,5 мм. Использование такой экранировки привело к снижению максимальной скорости устойчивого роста до $12 \text{ мм} \cdot \text{мин}^{-1}$. Объяснение этому факту можно найти, если рассмотреть возможные механизмы подвода тепла к мениску.

Выделим две составляющие: 1 — подвод тепла за счет осевой теплопроводности расплава и ФО; 2 — подвод тепла к мениску, возникающий благодаря радиальному переизлучению лучистой энергии нагревателя стенкой кварцевого тигля с расплавом кремния. Введение дополнительных экранов препятствует радиальному потоку тепла, направленному к межфазной границе. Это обстоятельство приводит к увеличению осевого градиента температуры в мениске и, согласно выражению (1), уменьшает вероятность образования устойчивой двойниковой структуры с границами, параллельными продольной оси призмы. В то же время, как показал анализ структуры ПКП, площадь граней с крупными моноблоками увеличилась в среднем на 10%. Однако монокристаллический рост не был устойчивым; по мере вытягивания кристалла пересечение границ моноблоков между собой и с ребрами призмы приводило к образованию мелкокристаллической структуры.

Из полученных ПКП с помощью лазерного скрайбирования граней изготавливались пластины различных типоразмеров для производства ФЭП. Лучшие значения напряжения холостого хода, тока короткого замыкания и к. п. д. ($U_{\text{хх}}=570\text{—}620 \text{ мВ}$, $I_{\text{кз}}=30\text{—}35 \text{ мА} \cdot \text{см}^{-2}$, к. п. д. 13—15%) были у ФЭП, изготовленных на основе пластин *p*-типа с величиной удельного электрического сопротивления 0,5—5,0 Ом·см преимущественно с моноблочной структурой.

Таким образом, из результатов экспериментальных исследований процесса кристаллизации и распределения температуры в ростовой зоне при использовании различных тепловых экранов выбрана оптимальная конструкция экранировки и определены технологические режимы получения кристаллов ПКП преимущественно со структурой 1-го класса. Однако необходимо отметить, что организация промышленного производства таких пластин для ФЭП экономически нецелесообразна из-за малой производительности, обусловленной низкой скоростью выращивания ПКП с такой структурой. В то же время специально разработанные технологические приемы (структурирование, пассивация поверхности) обеспечивают в производственных условиях выпуск ФЭП с приемлемыми параметрами на основе пластин со структурой 1-го класса.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Eyer A., Rauber A., Gvetzberger A. Silicon sheet materials for solar cells // Optoelectron.: Devices and Technol.— 1990.— Vol. 5, N 2.— P. 239—257.

2. Евтодий Б. Н., Касаткин В. В., Масенко Б. П. Проблемы развития производства профилированного кремния для ФЭП / Тез. докл. V междунар. семинара "Российские технологии для индустрии".— С.-Петербург, 2001.— С. 140—142.

3. Касаткин В. В., Михеева Л. В., Ситников А. М. и др. Фотопреобразователи на основе ленточного поликристаллического кремния // Гелиотехника.— 1986.— № 5.— С. 14—17.

4. Wald F. V. Crystals: growth properties and applications 5.— Berlin: Springer-Verlag.— 1981.— P. 147.

5. Богатов Н. М., Касаткин В. В., Масенко Б. П. и др. Проявление геометрических и морфологических неоднородностей при выращивании многогранных кремниевых труб методом Степанова // В сб.: Мат-лы Всесоюз. совещания по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применение в нар. хозяйстве.— Л.— 1989.— С. 188—192.

6. Rao C. V. H., Gretella M. C., Wald F. V. et al. Imperfections and impurities in EFG silicon ribbons // I. Crystal Growth.— 1980.— Vol. 50, N 1.— P. 311—319.

7. Антонов П. И., Степанов А. В. Особенности получения профилированных монокристаллов германия из

расплава по способу Степанова // В кн.: Рост кристаллов. Т. 12.— АН СССР.— Ереван: Изд-во ЕГУ, 1977.— С. 246—251.

8. Жабина Т. И., Масенко Б. П., Овчинникова Т. А. и др. Получение кремниевых подложек способом Степанова для фотопреобразователей наземного применения // См. [5].— 1986.— С. 231—236.

9. Богатов Н. М., Масенко Б. П., Овчинникова Т. А. и др. Образование двойниковой структуры в профилированном кремнии, выращенном по способу Степанова // В сб.: Кристаллизация и свойства кристаллов.— Новочеркасск: НПИ, 1989.— С. 42—46.

10. Glechmann R., Vaudin M. D., Ast D. G. Recovery of edge-defined film-fed grown silicon. Dislocation/twin boundary // Philosophical Magazine A.— 1985.— Vol. 51, N 3.— P. 449—467.

11. Смирнов Ю. М. Взаимодействие групп симметрии при росте кристаллов с формообразованием // См. [5].— 1986.— С. 47—52.

12. Антонов П. И., Иванцов В. А., Козлов А. А. и др. Исследование температурных полей и термоупругих напряжений при выращивании кремниевых тонкостенных многогранников // Изв. АН СССР. Сер. Физ.— 1988.— Т. 52, № 10.— С. 1942—1950.

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

РЕКОМЕНДАЦИИ АВТОРАМ

ПО ПОДГОТОВКЕ РУКОПИСИ*

1. Рукопись должна отличаться подчеркнуто прикладной направленностью. Если результаты получены в смежных областях знаний, необходимо показать их применимость в области интересов журнала.

2. Название рукописи должно быть конкретным и, в то же время, по возможности кратким.

3. Сопроводите рукопись текстом библиографической карточки на русском и английском языках с аннотацией до 500 печ. знаков. Укажите индекс рукописи по Универсальной десятичной классификации (УДК).

4. Предварите рукопись мини-аннотацией в 12–16 слов.

5. При необходимости разделите рукопись на разделы. Там, где это возможно, желательно выделить выводы (резюме, заключение). Кстати, про-

верьте себя — насколько согласуются выводы рукописи с постановкой задачи, с названием рукописи, с ее аннотацией и мини-аннотацией.

6. Размерность всех величин, используемых в рукописи, должна отвечать современным требованиям, а использованные символы (как и аббревиатуры) должны быть пояснены и продублированы на отдельном листе.

7. При ссылке в тексте на численные значения, формулы и иные **фактические данные**, заимствованные из **монографий**, следует (для удобства поиска) указывать не только сам источник, но и страницу (например [2, с. 18]).

8. Список «Использованные источники» составляется в последовательности, соответствующей порядку ссылок в тексте. Источники описываются на языке оригинала. Принятая в журнале полнота описания ис-

точников легко прослеживается по публикациям.

9. В редакции рукопись пройдет доброжелательное (и к Читателю, и к Автору) рецензирование **в следующих аспектах**:

- адресат статьи (категория читателей);
 - актуальность темы;
 - новизна информации (в сравнении с работами предшественников);
 - четкость постановки задачи;
 - бесспорность исходных положений;
 - убедительность доказательств, в том числе отсылок к использованным источникам;
 - правомерность выводов;
 - целесообразность (и адекватность тексту) таблиц, иллюстраций;
 - строгость терминологии;
 - композиция рукописи, в том числе оправданность объема.
- К этому нужно быть готовыми.

*Окончание на стр. 47

Д. т. н. И. Е. МАРОНЧУК, к. ф.-м. н. А. Д. КУЧЕРУК,
С. Ю. ЕРОХИН, И. В. ЧОРНЫЙ

Украина, г. Херсон, Гос. технический университет
E-mail: phisel@mail.ru

Дата поступления в редакцию
09.10 2002 г.

Оппонент д. ф.-м. н. В. В. ОДИНЦОВ
(Гос. пед. ун-т, г. Херсон)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР СОЕДИНЕНИЙ A^3B^5 В ДАТЧИКАХ ДАВЛЕНИЯ

Продemonстрирована возможность создания различных типов датчиков давления на низкоразмерных структурах. Представлены экспериментальные результаты исследования эпитаксиальных слоев.

Бурное развитие автоматизированных систем сдерживается отставанием технологии датчиков от современных достижений в области физики полупроводников и полупроводникового производства. При решении этой проблемы важнейшее значение приобретает вопрос о выборе материала.

Весьма перспективными материалами являются полупроводниковые соединения A^3B^5 и их твердые растворы. Обладая уникальным набором физических свойств, эти полупроводники, по сравнению с кремнием и другими элементарными полупроводниками, обеспечивают существенно более широкий выбор материалов для изготовления датчиков с улучшенными характеристиками. Большие потенциальные возможности использования полупроводников A^3B^5 связаны прежде всего с созданием гетероструктур и гетеропереходов [1], а также низкоразмерных структур (НС) на их основе.

Несмотря на лавинообразный поток публикаций, посвященных НС, лишь в очень редких случаях указываются перспективы их использования в датчиках и, в частности, в датчиках давления. Между тем НС обладают рядом уникальных особенностей, отсутствующих в объемном материале и позволяющих существенно улучшить параметры датчиков давления. Использование НС (сверхрешеток, квантовых ям, квантовых нитей, квантовых точек, двухбарьерных квантовых структур и т. д.) особенно перспективно для создания миниатюрных датчиков давления. Кроме того, что НС наиболее полно соответствуют направлению микроминиатюризации, при их использовании появляется целый ряд дополнительных преимуществ. В частности, обеспечивается существенное повышение пространственного разрешения, увеличение чувствительности, расширение динамического диапазона.

Концентрация носителей заряда в полупроводниках и способность их перемещаться под действием приложенного электрического поля, явления поглощения и излучения света определяются особенностями строения зонного энергетического спектра конкретных кристал-

лов. В искусственных НС, состоящих из различных полупроводников со слоями толщиной порядка нескольких нанометров, открывается возможность управления энергетической структурой, так что даже появился термин «зонная инженерия». Физические явления, лежащие в основе функционирования НС, принципиально отличаются от используемых в традиционной микроэлектронике. Техническая реализация этих явлений в полупроводниковых приборах и, в частности, в датчиках давления, безусловно, будет одним из самых блестящих достижений нашего столетия.

Целью настоящей работы было проанализировать низкоразмерные эффекты с точки зрения создания различных типов датчиков давления и, основываясь на проведенном анализе, предложить принципиально новые пути оптимизации их основных характеристик, а также осуществить выращивание квантово-размерных структур, максимально приближенных к оптимальным.

Практически невозможно даже перечислить все имеющиеся место в НС эффекты, которые могут быть использованы в датчиках давления. Тем не менее следует выделить три весьма широких группы явлений, возникающих под воздействием одноосного или гидростатического давления:

1. Изменение спектральной зависимости фото- и электролюминесценции квантовых ям, сверхрешеток и квантовых точек [2—5].

2. Резкое изменение интенсивности фото- и электролюминесценции, концентрации и подвижности носителей заряда в НС при переходе от прямой к непрямой структуре энергетических зон [2—7].

3. Изменение условий туннелирования через квантово-размерные структуры (например, двухбарьерные структуры с квантовой ямой или многослойные структуры), приводящее к изменению вольт-амперных и частотных характеристик этих структур [8, 9].

Влияние давления на люминесценцию GaAs/AlGaAs квантовых ям весьма подробно исследовано в работе [3].

Отличительной особенностью квантовых ям от объемного материала является наличие сильных и узких линий в оптическом спектре при температурах вплоть до комнатных и даже выше. Более того, эти линии обязаны своим происхождением свободным экситонам и поэтому должны зависеть только от ширины и глубины квантовых ям. В объемных полупроводниках, даже наиболее

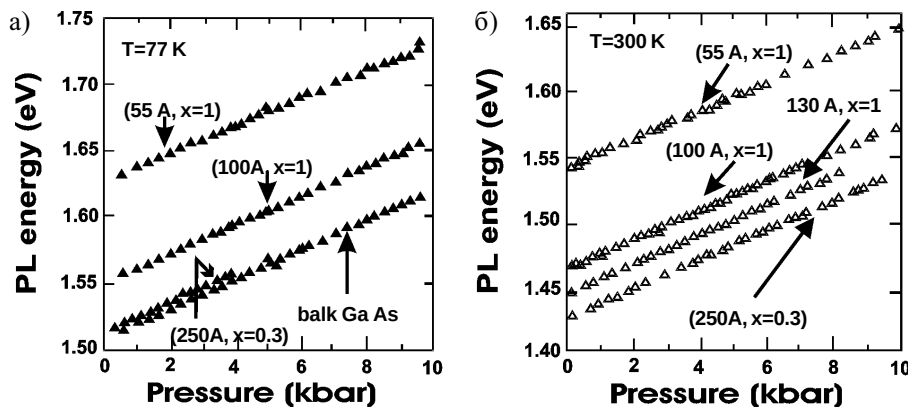


Рис. 1. Зависимости положений максимумов фотолуминесценции в квантовых ямах GaAs/AlGaAs различной ширины от гидростатического давления:

а – при 77 К; б – при 300 К

чистых, в спектрах люминесценции имеется много особенностей, связанных с примесями. По этой причине изучение квантовых ям иногда дает более надежную информацию о параметрах материала ямы, нежели прямое изучение объемного материала.

Весьма привлекательным для измерения величин гидростатического давления представляется использование смещения максимумов люминесценции в квантовых ямах под его воздействием.

На рис. 1 представлены зависимости положений максимумов фотолуминесценции (ФЛ) в квантовых ямах различной ширины от гидростатического давления при температурах 77 и 300 К. Видно, что, во-первых, величина вызванного давлением смещения максимумов ФЛ практически не зависит от температуры, а во-вторых, она почти линейно зависит от гидростатического давления в широком динамическом диапазоне.

Обнаружено незначительное уменьшение влияния давления на смещение максимума ФЛ в квантовых ямах по сравнению с объемным материалом, вызванное, во-первых, изменением эффективной массы носителей тока, во-вторых, увеличением энергии связи экситона и, в-третьих, уменьшением ширины квантовой ямы. Первый фактор доминирует в узких квантовых ямах, где это уменьшение наиболее выражено. Оно линейно зависит от давления и легко может быть учтено. Так что по сдвигу максимума ФЛ в квантовых ямах можно судить о величине гидростатического давления. Однако такой метод имеет определенные неудобства, т. к. для измерения давления всего в одной точке нужно снимать спектральную зависимость ФЛ в двух точках (при давлении $P=0$ и при измеряемом давлении). Причем измерения спектров ФЛ усложняются сильным изменением интенсивности ФЛ при изменении температуры или (особенно вблизи Γ — X -резонанса) приложенного давления. Поэтому такой метод вряд ли найдет широкое применение в датчиках давления и может быть рекомендован лишь для калибровки датчиков.

Во многих работах отмечается очень сильное (на порядки величины) уменьшение интенсивности люминесценции в сверхрешетках, квантовых ямах и точках в области перехода от прямой к непрямой структуре энергетических зон [2–7]. В принципе, этот эффект может быть использован в датчиках давления (причем как одноосного, так и гидростатического). Привлекает здесь достаточно высокая чувствительность к давлению и возможность использо-

вания измерения интегральной интенсивности люминесценции (а не спектральных характеристик, как в предыдущем случае), что может быть выполнено при помощи, например, обычного кремниевого фотодиода. При использовании комбинированной монокристаллической структуры "светодиод — НС — фотодиод" отпадает необходимость в оптическом доступе к структуре, что может существенно удешевить такой датчик. Однако сильная нелинейность этого эффекта и значительное влияние температуры на интенсивность люминесценции, по-видимому, потребуют встраивания микропроцессоров и датчиков температуры в такие датчики давления для калибровки и температурной компенсации сигнала.

На рис. 2 представлены спектры фотолуминесценции $(\text{GaAs})_{12}(\text{AlAs})_{12}$ -сверхрешетки (нижним индексом обозначено количество монослоев) при температурах 293 и 80 К. В такой сверхрешетке X -долина находится примерно на 0,04 эВ ниже Γ -долины (с увеличением числа монослоев Γ -долина опускается быстрее, чем X -долина, и при 15 монослоях X - и Γ -

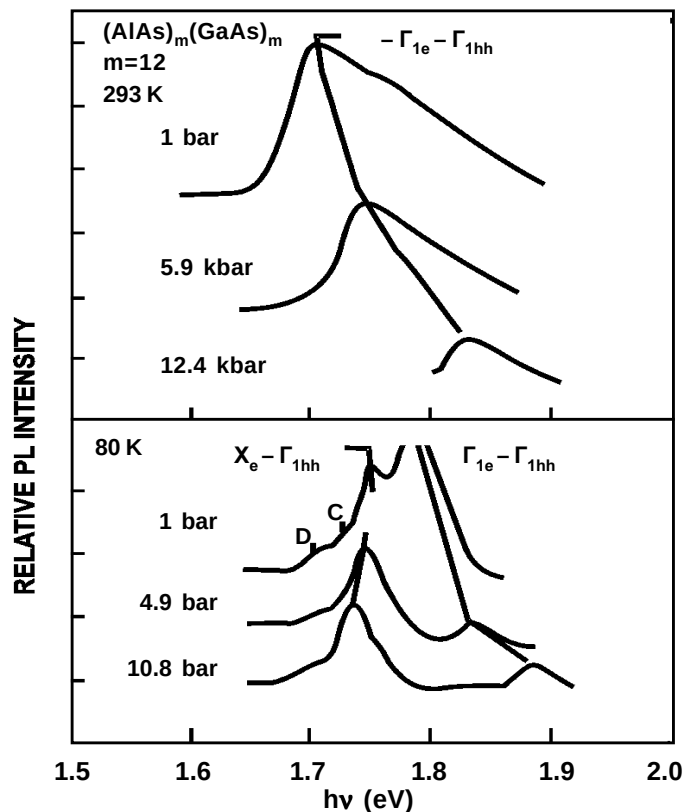


Рис. 2. Спектры фотолуминесценции $(\text{GaAs})_{12}(\text{AlAs})_{12}$ -сверхрешетки при 293 и 80 К

долины оказываются приблизительно на одном уровне, т. е. имеет место так называемый Г—Х-резонанс). Из рисунка видно, что при 293 К имеется один максимум ФЛ, причем он соответствует переходам между Γ_{1c} -долиной и долиной тяжелых дырок Γ_{1hh} в слое GaAs. При 80 К возникает дополнительный пик ФЛ, связанный с переходами X_c — Γ_{1hh} , где X_c , как полагают авторы работы [7], это нижайший ограничительный потенциал в AlAs-слое. По нашим оценкам, это, скорее всего, двукратно вырожденный уровень X_c -долин в слое GaAs, большая ось которых (ось вращения) направлена перпендикулярно плоскости сверхрешетки, и в этом направлении достаточно большая эффективная масса ($m \approx 1,3m_0$ [9, с. 107]) и, соответственно, низкое энергетическое положение.

При комнатной температуре $T=293$ К электроны из X_c -долин относительно легко забрасываются в Γ_{1c} -долину и, вследствие значительно большей вероятности прямого излучательного перехода, нежели непрямого, наблюдается лишь один пик ФЛ, который, судя по смещению максимума под действием давления, связан с Γ_{1c} — Γ_{1hh} -переходами. При 80 К уменьшается термический заброс электронов из X_c -долины в Γ_{1c} -долину, что и приводит к появлению двух пиков в спектре ФЛ, один из которых под действием давления смещается в область больших энергий, что соответствует Γ_{1c} — Γ_{1hh} -переходам, а другой — в область меньших (X_c — Γ_{1hh} -переходы). Как видно из рисунка, интенсивность ФЛ, связанная с Γ_{1c} — Γ_{1hh} -переходами, сильно зависит от давления (отметим, что интенсивность ФЛ на графике дана в логарифмическом масштабе).

Таким образом, на основе $(GaAs)_{12}(AlAs)_{12}$ -сверхрешетки можно получить высокочувствительный датчик давления, работающий при достаточно высоких температурах. Поскольку Г—Х-резонанс в сверхрешетках с большим периодом решетки имеет место при больших давлениях, то, путем создания сверхрешетки с линейно увеличивающимся периодом, можно значительно повысить линейность и расширить динамический диапазон таких датчиков. Например, при использовании сверхрешетки с увеличивающимся числом монослоев от $(GaAs)_{12}(AlAs)_{12}$ до $(GaAs)_{18}(AlAs)_{18}$ можно, по нашим оценкам, расширить динамический диапазон приблизительно на 10 кбар.

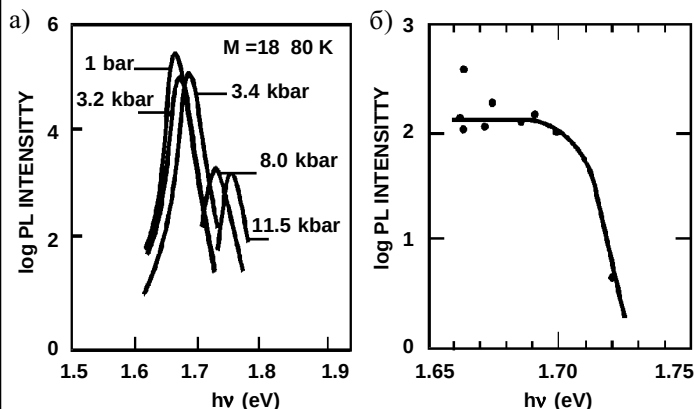


Рис. 3.

а — спектры ФЛ в зависимости от приложенного давления; б — изменение интенсивности ФЛ в зависимости от смещения максимума ФЛ, вызванного гидростатическим давлением

Иллюстрацией этому является **рис. 3**, на котором изображены спектры ФЛ в зависимости от приложенного давления (рис. 3, а) и изменение интенсивности ФЛ в зависимости от смещения максимума ФЛ, возникающего под действием давления (рис. 3, б). Измерения проводились на сверхрешетке $(GaAs)_{18}(AlAs)_{18}$ при температуре 80 К.

В отличие от $(GaAs)_{12}(AlAs)_{12}$, где Г—Х-резонанс имеет место уже в отсутствие давления, в этой сверхрешетке спад интенсивности ФЛ, связанный с Г—Х-резонансом, происходит при смещении максимума ФЛ на величину порядка 0,06 эВ, что соответствует давлению 7—8 кбар.

Пожалуй, еще больший интерес в плане повышения температурной стабильности датчиков представляют исследования влияния гидростатического давления на фотолюминесценцию $In_{0,55}Al_{0,45}As$ / $Al_{0,5}Ga_{0,5}As$ квантовых точек. На **рис. 4** показаны изменения энергетического положения пиков фотолюминесценции D1, D2 и D3 под действием гидростатического давления для квантовых точек толщиной порядка 10 монослоев и латеральными размерами, соответственно, 26, 52 и 62 нанометров. На вставке показано изменение интенсивности ФЛ квантовых точек под воздействием давления при температуре 15 К.

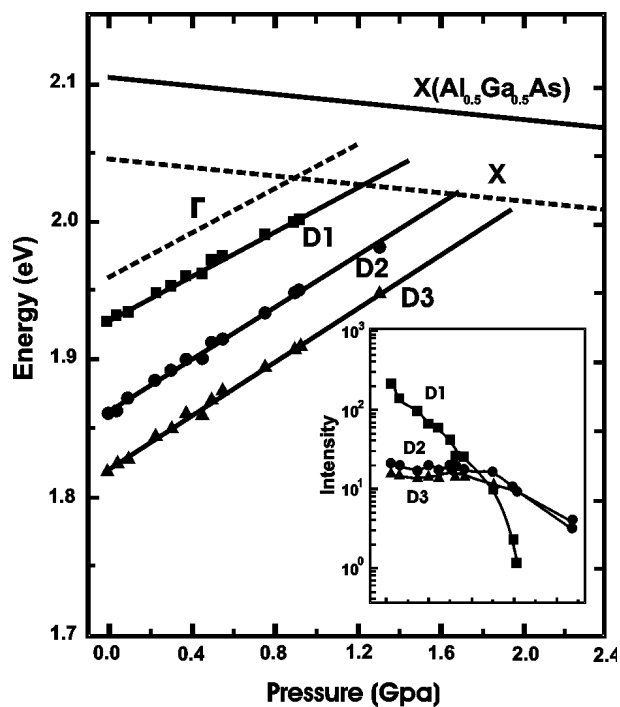


Рис. 4. Изменение энергетического положения пиков фотолюминесценции под действием гидростатического давления (сплошные кривые — аппроксимация методом наименьших квадратов)

Видно, что на основе квантовых точек могут быть созданы как датчики давления 1-й группы (вследствие хорошей линейности зависимости положения максимумов ФЛ от давления), так и 2-й группы, в которых измеряется спад интегральной интенсивности ФЛ в области Г—Х-резонанса. Наибольшей чувствительностью к давлению обладает интегральная интенсивность ФЛ квантовых точек с минимальным латеральным размером (порядка 26 нм). В данной ситуации набор квантовых точек различных латераль-

ных размеров (аналогично случаю с градиентом ширины квантовых ям) также может привести к улучшению линейности и расширению динамического диапазона датчиков, однако в связи с технологическими проблемами (сложностью выращивания квантовых точек с непрерывно меняющимися размерами), вероятно, в такие датчики следует встраивать микропроцессор для линеаризации и калибровки выходного сигнала.

Изменение эффективной массы электронов при переходе от прямой к непрямой структуре энергетических зон под воздействием давления также может быть использовано в датчиках давления. Здесь, по-видимому, перспективными могут быть низкоразмерные структуры с модулированным легированием $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}-\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$, в которых, в принципе, может обеспечиваться постоянное количество электронов в слое (решение проблемы DX-центров) в условиях Г—Х-резонанса. Использование сверхрешеток GaAs—AlAs с плавно меняющимся периодом решетки, кроме решения проблемы DX-центров, может, по нашим оценкам, существенно расширить рабочий диапазон измеряемых давлений и значительно улучшить линейность нагрузочной характеристики. Для создания хороших омических контактов к таким структурам можно рекомендовать напыление композиций Ni/Ge/Au/Ni/Au [10] с последующим отжигом при температуре 420°C в течение 30 с в атмосфере 4% водорода — 96% азота.

Резонансные туннельные структуры, как известно [9], весьма чувствительны к изменениям температуры и давления. Причем под действием давления могут существенно изменяться как частотные, так и вольт-амперные характеристики структур. Поэтому датчики давления на основе эффекта резонансного туннелирования представляются весьма перспективными в плане получения высокой чувствительности. Кроме того, в таких приборах можно получить непосредственный выход сигнала (токовый, частотный или в виде напряжения), причем здесь не требуется специальных электронных схем, необходимых в случае емкостных датчиков, для получения частотного выхода. Однако проблема высокой температурной чувствительности в резонансно-туннельных структурах, насколько нам известно, до сих пор так и не решена.

Получение низкоразмерных структур, которые содержат от нескольких десятков до нескольких сотен слоев нанометровой толщины, стало возможным в связи с развитием МОС-гидридной и молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Однако высокая стоимость технологического оборудования, специфические дефекты в структурах, полученных МЛЭ и МОС-гидридной технологией, требуют поиска новых альтернативных методик получения низкоразмерных структур. Наиболее перспективным для получения низкоразмерных гетероструктур, по нашему мнению, является метод *импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава* [11].

Выращивание низкоразмерных слоев при импульсном охлаждении раствора-расплава осуществлялось нами следующим образом.

Подложка при температуре T_1 приводилась в контакт с насыщенным при этой температуре раствором-расплавом. Затем к тыльной стороне подложки подводился теплопоглотитель, температура которого T_2 на величину ΔT была меньше температуры подложки. Через некоторое время (τ) теплопоглотитель нагревался до температуры T_1 , но в течение этого времени происходило охлаждение подложки и слоя раствора-расплава, находящегося вблизи лицевой поверхности подложки, что приводило к наращиванию эпитаксиального слоя. Толщина выращиваемого слоя зависела от температуры T_1 , величины импульса холода $\Delta T(t)$, его длительности τ , толщины теплопоглотителя, материалов растворителя и кристаллизующего вещества, материала и ориентации подложки и т. д.

Для выращивания этим методом квантовых точек InAs и закрывающих их слоев матричного материала GaAs использовался в качестве раствора-расплава индий (In), в который при выращивании GaAs добавляли, кроме растворимого вещества (GaAs), чистый галлий в количестве 5—10%. Температура процесса выращивания варьировалась в интервале 400—500°C. Температура теплопоглотителя выбиралась таким образом, чтобы переохлаждение на фронте кристаллизации не превышало 5—7°C и, тем самым, не происходило гомогенное зародышеобразование в объеме жидкой фазы. В качестве подложек использовались пластины GaAs с ориентацией поверхности (100), а также разориентированные на 4° от плоскости (100) в направлении (110).

На рис. 5 изображены схематические разрезы полученных гетерокомпозиций. Кроме температуры выращивания, ориентации подложки и количества выращенных слоев, остальные параметры процесса выращивания (толщина теплопоглотителя, ΔT , τ) были одинаковыми.

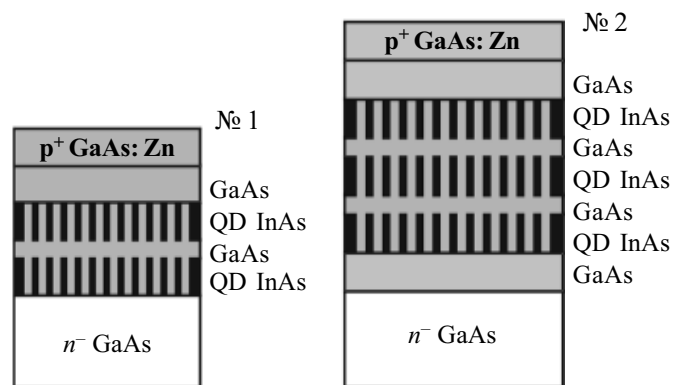


Рис. 5. Схема структур образцов, выращенных при 400°C (№ 1) и 500°C (№ 2)

Спектры фотолюминесценции полученных структур регистрировались на установке СДЛ-1 при 300 и 77 К и использовании дифракционной решетки 300 штр/мм. ФЛ возбуждалась гелий-неоновым лазером мощностью 20 мВт. В качестве фотоприемника использовали фотумножитель ФЭУ-62 со спектральной чувствительностью в длинноволновой области до 1200 нм.

Исследуемое излучение ФЛ выводилось как с поверхности образца, так и с торца. В последнем случае в качестве образцов использовались выколотые из полученных структур параллелепипеды с шириной 1—2 мм и

длиной 10—15 мм. Луч лазера направлялся на поверхность образца, а излучение ФЛ, выходящее с торца образца, фокусировалось на входную щель монохроматора установки СДЛ-1. Так как диаметр луча лазера был больше ширины образца, то, в зависимости от плотности падающего на образец излучения, через торец выходило либо свертлюминесцентное излучение, либо вынужденное излучение, генерированное в образце.

На спектрах ФЛ всех исследованных образцов наблюдались полосы излучения в интервале 1,05—1,35 эВ, которые обычно связываются с излучением островков или квантовых точек InAs в матрице GaAs.

На рис. 6 представлены типичные спектры ФЛ при 300 К, полученные с торца образца гетерокомпозиций в системе InAs—GaAs, выращенных при 400 и 500°C. Коротковолновые полосы при $h\nu \geq 1,4$ эВ, по-видимому, связаны с излучением подложки GaAs, а длинноволновые — с излучением квантово-размерных островков (квантовых точек) InAs.



Рис. 6. Спектры ФЛ структур InAs—GaAs, выращенных при 400°C (1) и 500°C (2)

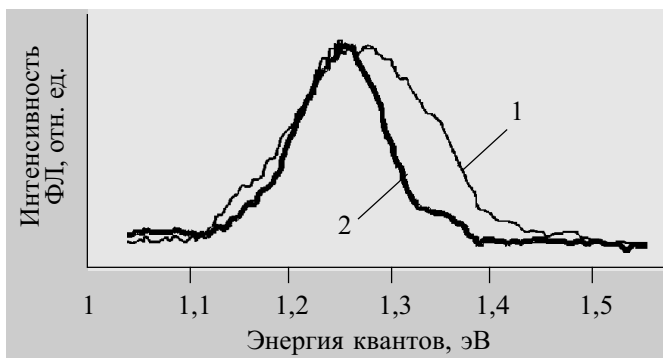


Рис. 7. Спектры ФЛ образцов при 77 К, выращенных при 400°C (1) и 500°C (2)

На рис. 7 показаны спектры ФЛ, измеренные при 77 К с торца тех же образцов, спектры которых были представлены на рис. 6. Интенсивность ФЛ при 77 К была в 10 раз выше, чем при 300 К. По сравнению со спектрами при 300 К, полосы излучения при 77 К сдвинуты в коротковолновую область, причем длинноволновое плечо для обоих образцов практически совпадает. Полоса излучения у образца № 1 шире, чем у образца № 2, за счет сдвига коротковолнового плеча в коротковолновую область спектра.

Наблюдаемое на рис. 6 смещение в длинноволновую область полосы излучения образца № 2 по сравнению с полосой образца № 1 может быть связано либо с различием температуры роста (различие размеров квантовых точек), либо с различием количе-

ства слоев с квантовыми точками. Как известно, с увеличением количества слоев квантовых точек спектры смещаются в длинноволновую область в связи с образованием системы вертикально связанных точек. Аналогичное явление наблюдается на рис. 6.

Совпадение длинноволновых плеч спектров ФЛ этих образцов при 77 К свидетельствует о том, что максимальные размеры квантовых точек у них одинаковы. Следовательно, сдвиг полосы излучения образца № 2 при 300 К в длинноволновую область по сравнению со спектром образца № 1 обусловлен тем, что в этом образце большее число слоев образует систему вертикально связанных точек.

Наблюдаемый на рис. 7 сдвиг коротковолнового плеча излучения образца № 1 в коротковолновую область свидетельствует о том, что в этом образце имеются квантовые точки с меньшим размером, чем в образце № 2. Образование точек меньшего размера в образце № 1 обусловлено тем, что в качестве подложки использовались пластины GaAs, разориентированные на 4° от плоскости (100) в направлении $\langle 100 \rangle$. Поверхность таких пластин содержит ступени с ориентациями поверхностей (100) и (111). Так как ширина ступеней с поверхностью, ориентированной в плоскости (111), существенно меньше ширины ступеней с поверхностью (100), то на таких ступеньках образуются квантовые точки меньшего размера, чем на ступеньках с ориентацией поверхности (100) или на подложках, ориентированных в плоскости (100).

Проведенные нами исследования показывают, что размеры квантовых точек, выращенных методом импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава, существенно зависят от ориентации поверхности подложки. Более того, используя разориентированные подложки, можно получать наборы квантовых точек различных латеральных размеров в пределах одного слоя, что позволяет значительно расширить динамический диапазон датчиков давления и повысить их линейность.

Таким образом, на основе имеющихся данных можно сделать следующие выводы.

Датчики на основе изменения спектральной зависимости фотолюминесценции под воздействием давления могут работать в очень широком диапазоне температур и давлений. Однако разрешающая способность таких датчиков очень низкая.

Значительно большей чувствительностью могут обладать датчики, базирующиеся на изменении интенсивности фотолюминесценции в области перехода от прямой к непрямой структуре зон, поскольку в этой области давлений интенсивность фотолюминесценции изменяется на порядки величины. Расширить динамический диапазон таких датчиков можно, если создать сверхрешетку из квантовых ям с градиентом ширины последних либо массив квантовых точек различных латеральных размеров. При этом Г—Х-резонанс в наиболее узкой яме или наименьшей квантовой точке будет иметь место уже в отсутствие давления, а в наибольшей — в области максимальных

давлений. Датчики первых двух групп явлений, возникающих в НС под воздействием одноосного или гидростатического давления, должны обеспечивать оптический доступ к структурам.

Наиболее чувствительными датчиками, несомненно, являются датчики давления на основе эффекта резонансного туннелирования. Однако их недостатком является сложность поддержания резонанса, высокая температурная чувствительность и узкий диапазон рабочих температур.

На основании проведенных нами исследований эпитаксиальных слоев с квантовыми точками, полученных методом импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава, можно также сделать вывод, что использование таких структур позволяет значительно улучшить основные характеристики датчиков давления.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Алферов Ж. И. История и будущее полупроводниковых гетероструктур // ФТП.— 1998.— Т. 32, № 1.— С. 3—18.
2. Li G. H., Han H. X., Ding K., Wang Z. P. Pressure behavior of photoluminescence from InAs submonolayer in GaAs matrix // J. Phys.: Condens. Matter.— 1998.— Vol. 10.— P. 11111—11120.
3. Perlin P., Trzeciakowski W., Litwin-Staszewska E. et al. The effect of pressure on the luminescence from GaAs/AlGaAs quantum wells // Semicond. Sci. Technol.— 1994.— Vol. 9.— P. 2239—2246.

4. Chen Y., Zhang W., Li G. H. et al. Pressure behavior of self-assembled $\text{In}_{0.55}\text{Al}_{0.45}\text{As}/\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ quantum dots with multi-modal distribution in size // J. Phys.: Condens. Matter.— 2000.— Vol. 12.— P. 3173—3180.
5. Takanabe K., Hitomi S., Yoshimura T. et al. Γ -X crossover in GaAs/AlAs short period superlattice under pressure // Semicond. Sci. Technol.— 1991.— Vol. 6.— P. 465—468.
6. Elabasy A. M. Effect of the Γ -X crossover on the binding energies of confined donors in single GaAs/ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ quantum-well microstructures // J. Phys.: Condens. Matter.— 1994.— Vol. 6.— P. 10025—10030.
7. Jaros M., Brown L., Morrison I. Band structure effects in III-V superlattices under hydrostatic pressure as a means of determining microscopic signature of perfect and imperfect semiconductor interfaces // Semicond. Sci. Technol.— 1991.— Vol. 6.— P. 417—421.
8. Maude D. K., Foster T. J., Eaves L. et al. High pressure studies of resonant tunneling and superlattice phenomena // Ibid.— P. 422—427.
9. Кравченко А. Ф., Овсяк В. Н. Электронные процессы в твердотельных системах пониженной размерности.— Новосибирск: Изд-во Новосибирс. ун-та, 2000.
10. Taylor R. P. Physical and electrical investigation of ohmic contacts to AlGaAs/GaAs heterostructures // J. Appl. Phys.— 1994.— Vol. 76, N 12.— P. 7966—7972.
11. Марончук И. Е., Ерохин С. Ю., Кучерук А. Д. и др. Получение низкоразмерных структур в системе Al—Ga—As методом импульсного охлаждения насыщенного раствора-расплава // Proceedings of 12th International symposium "Thin films in electronics".— Kharkov.— 2001.— P. 377—381.

Д. ф.-м. н. Я. И. ЛЕПИХ

Украина, Одесский национальный университет им. И. И. Мечникова
E-mail: ndl_lepikh@gmail.com.ua

Дата поступления в редакцию
07.11 2002 г.

Оппонент к. т. н. А. Л. ПАВЛОВ
(ОНПУ, г. Одесса)

ЭЛЕКТРОТЕПЛОВОЙ ЭЛЕМЕНТ СЕНСОРОВ ГАЗА

Приведены расчет и перспективное конструктивно-технологическое решение исполнения сенсора газа с встроенным электрическим тепловым элементом.

Значительное число типов сенсоров газа (полупроводниковые, толсто пленочные и др.) эффективно работают при температурах выше комнатной [1—4]. Повышение рабочей температуры, например, полупроводникового сенсора на основе SnO_2 , V_2O_3 , WO_3 и др. до 300—400°C позволяет достичь максимальной чувствительности. Подогрев чувствительного элемента адсорбционного сенсора используется также для регенерации его свойств. Это вызывает необходимость создания в сенсорах тепловых элементов для нагрева и контроля температуры чувствительного слоя. Расчеты и конструированию теплового элемента газовых сенсоров и посвящена настоящая работа.

Наиболее эффективными представляются встроенные тепловые элементы, наносимые методами тон-

копленочной технологии на обратную сторону подложки, на которую с другой стороны тем или иным способом наносится чувствительный к газам слой материала. Базовая конструкция такого сенсора схематически показана на рис. 1.

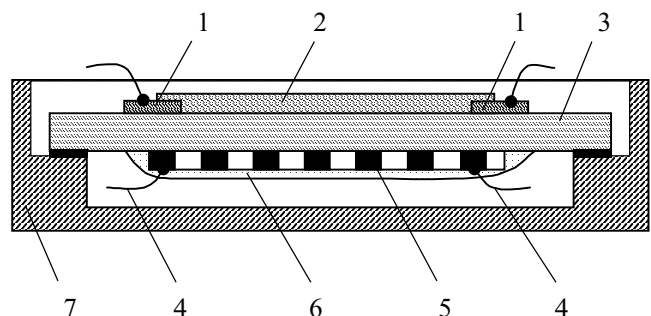


Рис. 1. Конструкция сенсора газа с встроенным тепловым элементом:

1 — контактные площадки; 2 — чувствительный слой; 3 — подложка; 4 — соединительные провода; 5 — нагревательный элемент; 6 — защитный слой; 7 — основание корпуса

В качестве подложки использовался ситалл марки СТ-50. Термонагреватель в виде меандра формировался из слоя нихрома (80% Ni + 20% Cr) непосредственно на обратной стороне подложки сенсора по стандартной тонкопленочной технологии. После этого на термонагреватель наносился защитный слой из SiO₂. При таком решении разброс температуры по поверхности подложки не превышал 5%.

Для такого конструктивного исполнения сенсора электротепловая модель имеет вид, представленный на рис. 2. Здесь Q — источник тепла; $R_{\text{пр}\Sigma}$ — суммарное тепловое сопротивление соединительных проводов; $R_{\text{в}}$ — тепловое сопротивление воздушной прослойки между подложкой и корпусом; $R_{\text{кз}}$ — тепловое сопротивление корпуса и защитного слоя; $R_{\text{п}}$ — тепловое сопротивление подложки; $t_{\text{н}}$ — температура нагревателя; $t_{\text{пп}}$ — температура рабочей поверхности подложки; $t_{\text{ос}}$ — температура окружающей среды.

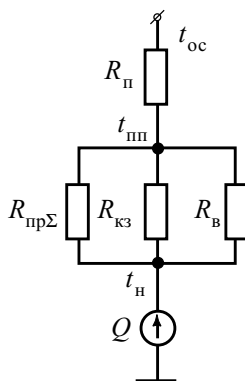


Рис. 2. Эквивалентная схема электро-тепловой модели газового сенсора

Расчет элементов выполняется с учетом ограничений по минимальной мощности выделяемого тепла и минимального градиента температуры по подложке для конструкции сенсора со встроенным в металlostеклянный корпус чувствительным элементом.

Величины тепловых сопротивлений, указанных на рис. 2, определяются конкретными геометрическими и теплофизическими параметрами элементов конструкции сенсора. Мощность, выделяемая нагревателем, необходимая для обеспечения стабильной температуры рабочей поверхности подложки сенсора, может быть определена из соотношения

$$P = \frac{t_{\text{пп}} - t_{\text{ос}}}{R_{\Sigma}}, \quad (1)$$

где R_{Σ} — суммарное тепловое сопротивление, определяемое из схемы как

$$R_{\Sigma} = \frac{R_{\text{в}} R_{\text{пр}\Sigma} R_{\text{кз}}}{R_{\text{в}} R_{\text{пр}\Sigma} + R_{\text{кз}} R_{\text{пр}\Sigma} + R_{\text{кз}} R_{\text{в}}} + R_{\text{п}}. \quad (2)$$

Расчеты, проведенные для сенсора в металlostеклянном корпусе типа К151.14-1 с нихромовым термонагревателем, имеющим удельное поверхностное сопротивление $\rho = 100 \text{ Ом/}$, на ситалловой подложке размерами $5 \times 5 \text{ мм}$ и воздушной прослойкой 2 мм , показали, что для обеспечения стабилизированной температуры рабочей поверхности сенсора, равной 100°C , необходима мощность нагревателя $P = 0,2 \text{ Вт}$. Погрешность установки температуры поверхности подложки не превышает 10%.

Полученные данные подтверждают перспективность описанного конструктивно-технологического решения исполнения сенсора газа с встроенным пленочным термонагревателем, изготовленным методом тонкопленочной технологии.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Morrison S. R. Mechanism of semiconductor gas sensors operation // Sensors and Actuators.— 1987.— N 116.— P. 283—287.
2. Marsal A., Dezanneau G., Comet A., Morante J. R. A new CO₂ solid stated based gas sensor // The 16th European Conference on Solid-State Transducers.— September 15—18, 2002, Prague, Czech Republic.— P. 615—616.
3. Ivanova O., Krutovertsev S., Pisyakov A. et al. Study of semiconductor sensor sensitivity to H₂S microconcentrations // Ibid.— P. 645—646.
4. Смынтына В. А., Лепих Я. И., Римашевский А. А., Чистяков В. П. Полупроводниковые пленочные элементы, адсорбционно-чувствительные к кислороду // Приборы и системы управления.— 1989.— № 2.— С. 32—34.



ONLINE

ТЕХНОЛОГИЯ И
КОНСТРУИРОВАНИЕ В
ЭЛЕКТРОННОЙ
АППАРАТУРЕ

Читайте в сети
Интернет

Научно-технический
журнал

Материалы международной
научно-практической
конференции

«СОВРЕМЕННЫЕ
ИНФОРМАЦИОННЫЕ
И ЭЛЕКТРОННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ»

Рекламно-информационное издание

«Украинский проспект электроники»

http://www.tkea.wallst.ru

К. ф.-м. н. Г. В. САВИЦКИЙ, к. ф.-м. н. А. Ю. БОНЧИК,
к. ф.-м. н. И. И. ИЖНИН, д. ф.-м. н. С. Г. КИЯК,
И. А. МОГИЛЯК, И. П. ТРОСТИНСКИЙ

Украина, г. Львов, ИПП ММ НАНУ, НПП "Карат"
E-mail: granat@carat.lviv.ua

Дата поступления в редакцию
15.07 2002 г.

Оппонент к. т. н. В. Г. ВЕРБИЦКИЙ
(НИИ МП, г. Киев)

МОДЕРНИЗАЦИЯ УСТАНОВКИ ФОТОННОГО ОТЖИГА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛАСТИН «ОНИКС»

Модернизация установки фотонного отжига обеспечивает повторяемость и воспроизводимость температурно-временных циклов отжига при управлении ПЭВМ.

Ионно-имплантированные структуры GaAs нашли широкое применение при изготовлении различных полупроводниковых приборов, в частности, СВЧ полевых транзисторов с барьером Шоттки [1]. Основные преимущества использования таких структур связаны, прежде всего, с высокой однородностью электрических параметров по площади (не хуже 1—2%), высокой повторяемостью параметров от одного технологического цикла к другому, относительной простотой процесса и высокой производительностью, что обеспечивается применением соответствующего технологического оборудования.

Однако арсенид галлия в технологическом отношении является более сложным материалом по сравнению с кремнием. При высоких температурах происходит разложение материала за счет испарения As с поверхности. Это создает дополнительные трудности при проведении послеимплантационного отжига структур и вызывает необходимость защиты поверхности при обычном термическом отжиге или использования методик импульсного отжига.

Применение импульсных источников энергии для отжига ионно-легированных структур дает ряд преимуществ по сравнению с традиционным термическим отжигом. Наиболее распространенными методами является импульсный лазерный и некогерентный (фотонный) отжиг. Главные их отличия заключаются в различной степени монохроматичности света, различной плотности потока энергии, различной длительности импульсов [2].

Механизм лазерного импульсного отжига связывается или с плавлением и последующей кристаллизацией определенного слоя материала (тепловой отжиг) [3], или с образованием электронно-дырочной плазмы высокой плотности [4]. Достаточно малое время процесса (порядка 10^{-5} с) препятствует значительному перераспределению имплантированных ионов, что обуславливает образование резких профилей. Тем не менее недостатком лазерного отжига является то, что чрезвычайно высокая скорость фазовых преобразований приводит к

образованию сильно неравновесной системы, вследствие чего возникают значительные упругие деформации. Поэтому повторные термические обработки будут приводить к неконтролируемому перераспределению примесей.

При импульсном некогерентном (фотонном) отжиге, в отличие от лазерного, процесс отжига происходит в твердой фазе при сопоставимых длительностях импульсов, вследствие чего образец прогревается на всю толщину. Тем не менее, по сравнению с обычным термическим отжигом, процесс перестройки дефектной структуры проходит значительно быстрее (порядка десятка секунд), поэтому фотонный отжиг не сопровождается диффузным размытием профиля имплантированной примеси.

Общим преимуществом для обоих типов импульсного отжига световыми потоками является высокая степень активации примесей, которая приближается к 1. Поэтому отработка технологии импульсного, в особенности фотонного, отжига является актуальной задачей в рамках разработки общего технологического процесса создания ионно-имплантированных GaAs-структур.

Учитывая малую длительность процесса и высокие скорости нарастания температуры, воспроизводимые от цикла к циклу результаты можно получить лишь при использовании автоматизированных систем фотонного отжига с компьютерным управлением. Разработка такой системы и была основной целью данной работы.

Установка фотонного отжига "Оникс" предназначена для кратковременного отжига полупроводниковых пластин диаметром до 76 мм. Отжиг происходит в вакууме (до 10^{-2} мм рт. ст.) или в защитной проточной атмосфере (штатный режим) гелия, аргона, азота (или смеси двух газов). Импульсный нагрев внутреннего объема рабочей камеры с держателем пластин происходит с помощью галогенных ламп мощностью 1 кВт, установленных по десять с каждой стороны камеры (общая мощность 20 кВт). Камера охлаждается проточной водой.

Для обеспечения программного управления процессом отжига пластин на установке "Оникс" была разработана и изготовлена специальная система на базе IBM совместимого компьютера.

Система состоит из измерительного блока с выносными входными преобразователями (ХА-термо-

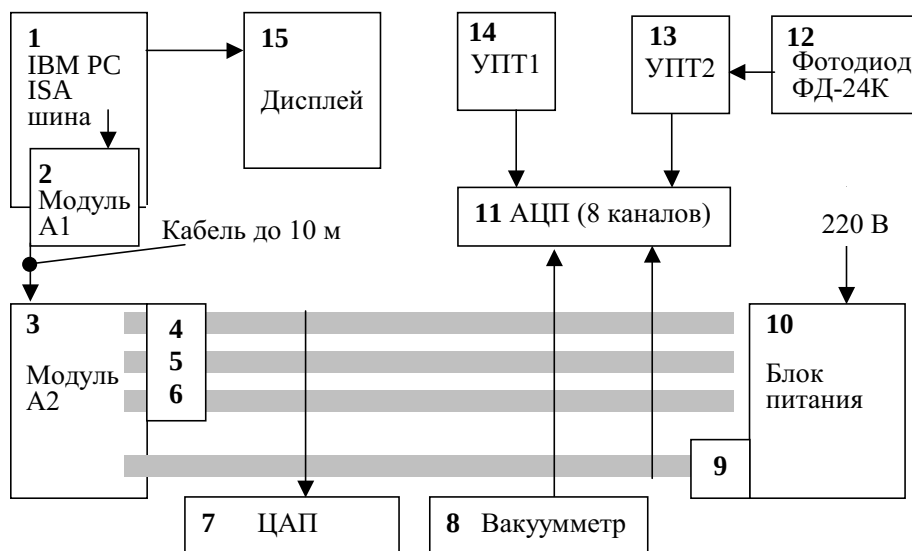


Рис. 1. Блок-схема системы компьютерного управления установкой отжига

пара с термостатированным холодным спаем и фотодиод) и управляется компьютером 1 (рис. 1). Результаты работы и виртуальная панель управления отображаются на экране дисплея 15.

В состав измерительного блока входят функционально законченные модули, собранные на печатных платах размерами 140×150 мм: модуль двенадцатиразрядного восьмиканального аналого-цифрового преобразователя 11, к входам которого подключены усилитель постоянного тока 14 для измерения э. д. с. ХА-термопары, усилитель постоянного тока 13 для усиления сигнала фотоприемника 12; модули цифроаналогового преобразователя 7 для управления фазоимпульсным тиристорным регулятором мощности; вакуумметр 8. Все модули имеют разные фиксированные базовые адреса и управляются командами от компьютера по общим восьмиразрядным шинам адресов 4, данных 5 и команд 6 (RD, WR, RESET), которые формируются интерфейсным модулем 3. Необходимые напряжения питания поступают по общим шинам 9 от блока 10.

Интерфейс между компьютером и измерительным блоком организован с помощью двух модулей 2 и 3, один из которых (A1) вставляется в свободный слот ISA шины компьютера, а второй (A2) — в один из слотов расширения измерительного блока [5]. Модули A1 и A2 соединяются кабелем длиной до 10 м и образуют двунаправленный восьмиразрядный оптически развязанный параллельный канал обмена с максимальной скоростью передачи 200 кбайт/с. За платой интерфейсного модуля A1 в IBM PC зарезервированы адреса 340HEX—34bHEX. Обращение по адресу 340HEX формирует в схеме A2 адрес функционального модуля на адресной шине 4 измерительного блока. Правильность этой операции можно проконтролировать чтением по адресу 341HEX. По адресу 342HEX происходит обмен данными по шине данных 5, состояние которой можно проконтролировать чтением по адресу 343HEX.

В схеме интерфейса дополнительно введен программируемый таймер типа 580ВИ53 (базовый адрес 348HEX) для временной синхронизации различных стадий процесса отжига и измерения времени с

достаточной разделяющей способностью и формирование аппаратного запроса на прерывание по линии IRQ10.

Аппаратная часть разработанной системы обеспечивает:

- режим плавного управления мощностью светового потока галогенных ламп с помощью тиристорного фазоимпульсного регулятора;
- измерение температуры графитового держателя с пластиной с помощью калиброванной термопары с термостатированными холодными концами и с предварительным усилителем постоянного тока.
- измерение уровня светового потока в рабочей камере с помощью фотодиода ФД-24К;
- временную синхронизацию процессов измерения температуры и регулирования мощности ламп (дискретность измерений — 10^4 /с, разделяющая способность — 12 разрядов);
- контроль состояния систем установки (вакуум, наличие воды, проток газа, блокировки и другое).

Управление процессом отжига может быть организовано по двум различным алгоритмам. В первом варианте управляющая программа с интервалом 0,01 с вычисляет ожидаемое значение температуры графитового держателя с отжигаемой пластиной в соответствии с заданным температурно-временным режимом отжига (рис. 2). Информация о

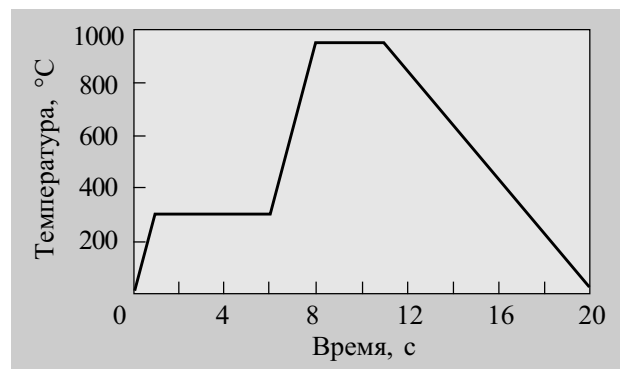


Рис. 2. Пример температурно-временной диаграммы процесса фотонного отжига GaAs ионно-имплантированной структуры

реальной температуре держателя вводится в компьютер по каналу "Х-термопара — предварительный усилитель УПТ1 — АЦП" и сравнивается с вычисленным значением задания. Разница этих величин определяет уровень постоянного напряжения на выходе ЦАП, сигнал с которого поступает на фазоимпульсный тиристорный регулятор светового потока галогенных ламп. Пропорционально-интегро-дифференциальный закон управления мощностью фотонного нагревателя формируется программно, исходя из реальных динамических характеристик рабочей камеры установки "Оникс".

Во втором случае реализуется отжиг калиброванным световым импульсом. При этом программно изменяется и стабилизируется мощность фотонного нагревателя, уровень которой измеряется с помощью фотодиода, УПТ2 и АЦП, а реальная температура держателя просто контролируется каналом термопары.

Управляющая программа позволяет формировать температурно-временную диаграмму процесса отжига пластин по заданной с точностью установления времени ~0,01 с при характерном времени отжига до 100 с и температуре отжига до 1000°C с визуальным контролем временного хода задания и реальной температуры держателя на экране дисплея. Результаты конкретного эксперимента могут быть сохранены на жестком диске (HDD) и использованы в дальнейших процессах как эталонные.

Проведенная модернизация установки импульсно-фотонного отжига "Оникс" позволяет с высокой

точностью и воспроизводимостью реализовывать необходимые температурно-временные режимы импульсного отжига полупроводниковых пластин, в частности, в процессе серийного производства ионно-имплантированных GaAs-структур для изготовления на их основе микроэлектронных приборов. Кроме того, установка позволяет производить прецизионный отжиг контактов при изготовлении исследовательских образцов.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Hunsperger R. G., Hirsch N. GaAs field-effect transistors with ion implanted channels // Electron. Lett.— 1973.— Vol. 9, N 25.— P. 577–578.
2. Готра З. Ю., Осередько С. А., Бобицкий Я. В. Импульсный лазерный отжиг ионно-имплантированных полупроводниковых материалов // Зарубежная электронная техника.— 1983.— № 6.— С. 3–48.
3. Wood R. P., Giles G. E. Macroscopic theory of pulsed laser annealing. 1. Thermal transport and melting // Phys. Rev. (B).— 1981.— Vol. 23, N 6.— P. 923–927.
4. Wantelet H., Van Vechten J. A. Carrier diffusion in semiconductor subject to large gradients of excited carrier density // Ibid.— 1981.— Vol. 23, N 10.— P. 5551–5557.
5. Бончик О. Ю., Іжнін І. І., Кияк С. Г. та ін. Автоматизований комплекс для дослідження електрофізичних властивостей напівпровідникових матеріалів // Зб. наук. праць Фізико-механічного ін-ту ім. Г. В. Карпенка НАНУ, Сер. "Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів".— 2002.— Вип. 7.— С. 235–240.

РЕКОМЕНДАЦИИ АВТОРАМ

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ПО ПОДГОТОВКЕ РУКОПИСИ*

10. Рукопись и иллюстрации к ней должны быть удобочитаемы.

Фотоиллюстрации необходимо представлять **в оригинале**. При подготовке цветных иллюстраций желательно фотографировать объекты на однотонном фоне. Размеры фотографии не должны превышать формат 210×297 мм.

11. Рукопись может сопровождаться рекомендацией научно-технического (ученого) совета предприятия, на котором она подготовлена. Это будет свидетельствовать о ее предварительной апробации.

12. Предприятие может воспользоваться публикацией рукописи для рекламы своих возможностей. Тогда

рукопись необходимо сопроводить соответствующим рекламным текстом.

13. К рукописи приложите электронную версию статьи на дискете. Текст подготовьте в текстовом редакторе Microsoft Word. Текст статьи набирается размером 12 без переносов с интервалом не менее 1,5. Все слова внутри абзаца разделяются только одним пробелом. Правый край текста выравнивать не обязательно.

Крайне нежелательно использование редактора Equation **при наборе текста** (он допустим только для набора сложных формул). Если возможностей Word недостаточно, допускается разметка рукописи вручную.

Иллюстрации должны быть представлены **отдельными**

файлами в любом из форматов PCX, JPG, TIF, WMF, CDR. Графики и чертежи следует выполнять **в черно-белом (битовом) режиме**.

Электронную версию статьи можно направить по e-mail: **tkea@odessa.net**

14. Снабдите рукопись публикуемыми сведениями об авторах (фамилия, имя, отчество, ученая степень), а также сообщите служебные и домашние адреса с указанием почтового индекса, сведения о должностном положении, e-mail, телефоны, телефаксы для связи, даты рождения.

15. Если есть ощущение, что могут возникнуть вопросы охраны государственной тайны, сопроводите статью экспертным заключением о возможности ее публикации в открытой печати.

*Окончание. Начало на стр.37

К. т. н. В. Г. ВЕРБИЦКИЙ, к. т. н. В. И. ЗОЛОТАРЕВСКИЙ,
к. т. н. Ю. Е. НИКОЛАЕНКО, Л. И. САМОТОВКА, Е. С. ТОВМАЧ

Украина, г. Киев, НИИ микроприборов
E-mail: mikromask@t.kiev.ua

Дата поступления в редакцию
13.03 2002 г.

Оппонент к. ф.-м. н. В. М. ПОПОВ
(НИИ МП, г. Киев)

КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОГРАНИЧЕНИЯ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ КМОП БИС

Представлены особенности проектирования в части обеспечения функционирования высоковольтных КМОП БИС коммутаторов и ключей на основе исходной n -подложки.

В работе [1] представлены основные конструкторско-технологические параметры активных элементов, входящих в состав КМОП-транзисторов, ограничивающие и обеспечивающие проектирование высоковольтных КМОП БИС на объемном монокристаллическом кремнии как экономически наиболее эффективным полупроводниковом материале.

Техническое состояние интегральных микросхем, определяемое в технической диагностике как исправное, работоспособное и правильно функционирующее, обеспечивается, в первую очередь, на стадии их проектирования, а затем технологическим процессом производства, испытаний и допустимыми условиями, режимами их эксплуатации.

Для правильного функционирования высоковольтных КМОП БИС в объеме монокристаллического кремния необходимо проектировать не только конструкцию электрической схемы, выполняющей заданное функциональное назначение, но и специальную систему защиты от действия факторов, дестабилизирующих правильное функционирование как схемы в целом, так и всех составляющих ее элементов — области стоков, истоков, каналов, p — n -переходов, подложек в области обедненных слоев, подзатворного диэлектрика, токопроводящих шин и контактов, а также p — n -переходов, изолирующих комплементарные МОП-транзисторы.

В данной работе рассмотрены некоторые особенности проектирования в части обеспечения правильного функционирования высоковольтных КМОП БИС аналогового ключа с управлением и коммутаторов путем защиты электрической схемы, выполняющей заданное функциональное назначение, как от внутренних (в КМОП БИС), так и от внешних дестабилизирующих факторов.

Внутренние электрические дестабилизирующие факторы связаны с тем, что в режимах испытаний, эксплуатации КМОП БИС изменение электрического потенциала на выходе каждого логического элемента "НЕ", соответствующего логической еди-

нице или нулю, сопровождается и обеспечивается перезарядкой емкостей элементов комплементарных транзисторов, таких как "затвор—подложка", "сток—затвор", p — n -переходы "сток—подложка", "сток—исток", паразитных емкостей, конструктивно неизбежно создаваемых между токоведущими шинами и пассивными областями подложки n -типа объемного кремния и карманами p -типа проводимости. Перезарядка этих емкостей осуществляется токами, протекающими в подложках КМОП-транзисторов. Кроме того, в этих подложках протекают токи обратно смещенных стоковых p — n -переходов и p — n -переходов, изолирующих n - от p -канальных МОП-транзисторов. Падение напряжения, созданное этими токами вблизи истоковых p — n -переходов, может привести к инжекции неосновных носителей заряда в подложки n - и p -канальных МОП-транзисторов. Дрейф и диффузия этих зарядов к обратно смещенным p — n -переходам могут существенно увеличивать их обратные токи, тем самым провоцируя дальнейшее повышение уровня инжекции неосновных носителей и лавинный пробой p — n -переходов.

К внешним дестабилизирующим факторам можно отнести превышение над предельно допустимыми уровнями электрических напряжений в шинах питания, во входном каскаде, включение напряжения питания КМОП БИС после подачи на входной каскад управляющих напряжений, температурные, радиационные и другие воздействия, превышающие предельно допустимые нормы.

Внутренние и внешние дестабилизирующие факторы проявляются в виде паразитных эффектов электрического поля и тиристорных эффектов.

Эффекты электрического поля могут увеличивать токи утечки, создавать лавинное умножение подвижных носителей зарядов в p — n -переходах, диэлектрических пленках, модулировать величину сопротивления и инвертировать проводимость активных и пассивных областей функциональной электрической схемы в монокристаллическом кремнии, в т. ч. и в областях p — n -переходов и прилегающих к ним слоев, уменьшая их пробивные напряжения, а также создавать в электрической схеме паразитные диоды, биполярные и МОП-транзисторы, переводящие КМОП БИС в состояние неправильного функционирования. Теоретическое изложение, графики и формулы для расчета электрофизических параметров активных и пассивных областей электрической и

функциональной схемы в монокристаллическом кремнии под действием эффектов электрического поля представлены в [2—6] и были использованы для расчета конструктивно-технологических и электрофизических параметров активных и пассивных элементов электрической функциональной схемы и системы защиты ее от дестабилизирующих факторов в процессе проектирования высоковольтных КМОП БИС.

Тиристорный эффект возникает в четырехслойных $p-n-p-n$ ($n-p-n-p$) полупроводниковых структурах, к которым к аноду p -типа проводимости приложен положительный потенциал относительно катода n -типа проводимости, а провоцирующими факторами включения тиристорного эффекта могут быть инжекция подвижных носителей заряда $p-n$ -переходом и обратные токи обратно смещенных $p-n$ -переходов.

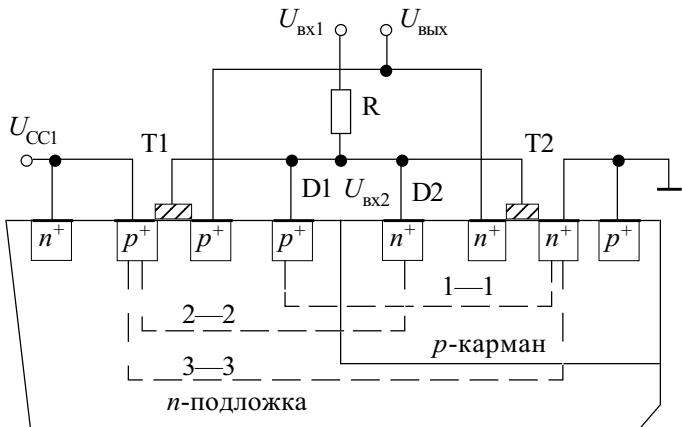


Рис. 1. Паразитные четырехслойные структуры КМОП-транзистора

Анализ конструктивного расположения областей стоков, истоков, защитных диодов в логических элементах на основе комплементарных МОП-транзисторов [2] показывает, что в логическом элементе конструктивно можно выделить два типа основных четырехслойных структур (рис. 1). Структуры первого типа образуются во входных каскадах КМОП БИС и могут реализоваться в двух видах. Структура 1—1 включает p^+ -типа проводимости базу охранного входного диода (анод), n -типа проводимости подложку p -канального МОП-транзистора, p -карман и n^+ -типа проводимости исток n -канального МОП-транзистора (катод). Структура 2—2 связывает базу входного защитного n^+ -типа проводимости диода в p -кармане с p^+ -истоком p -канального транзистора в подложке n -типа проводимости.

Четырехслойные структуры другого типа характерны для внутренних и выходных каскадов КМОП БИС. В структуру 3—3 входят p^+ -типа проводимости исток p -канального МОП-транзистора (анод), n -типа проводимости подложка, p -карман и n^+ -типа проводимости исток n -канального транзистора (катод).

Отличие двух типов активных паразитных четырехслойных структур в том, что четырехслойные структуры типа 1—1, 2—2 при переходе в низкоимпедансное состояние замыкают шины «земли» или питания на выход предыдущей микросхемы, а внутренние (3—3) замыкают непосредственно шину пи-

тания на шину «земли». В случае 1—1, 2—2 протекающий через четырехслойную структуру ток ограничен нагрузочной способностью предыдущей микросхемы, которая определяется сопротивлением канала открытого транзистора, а также величиной входного защитного резистора R (рис. 1). Во втором случае ток, проходящий через паразитную структуру, ограничивается лишь модулированным распределенным сопротивлением p -кармана, n -подложки, сопротивлением контактов и внутренним сопротивлением источника напряжения питания КМОП БИС.

Защита функциональной схемы КМОП БИС коммутатора УР5701КН16 и аналогового ключа с управлением УР5701КН04 от внешних дестабилизирующих факторов, в том числе от превышения предельно допустимых электрических напряжений на входе входного каскада и на шинах питания, осуществляется с помощью защитных элементов Э1 и Эз1—Эз4, представленных на рис. 2 и 3.

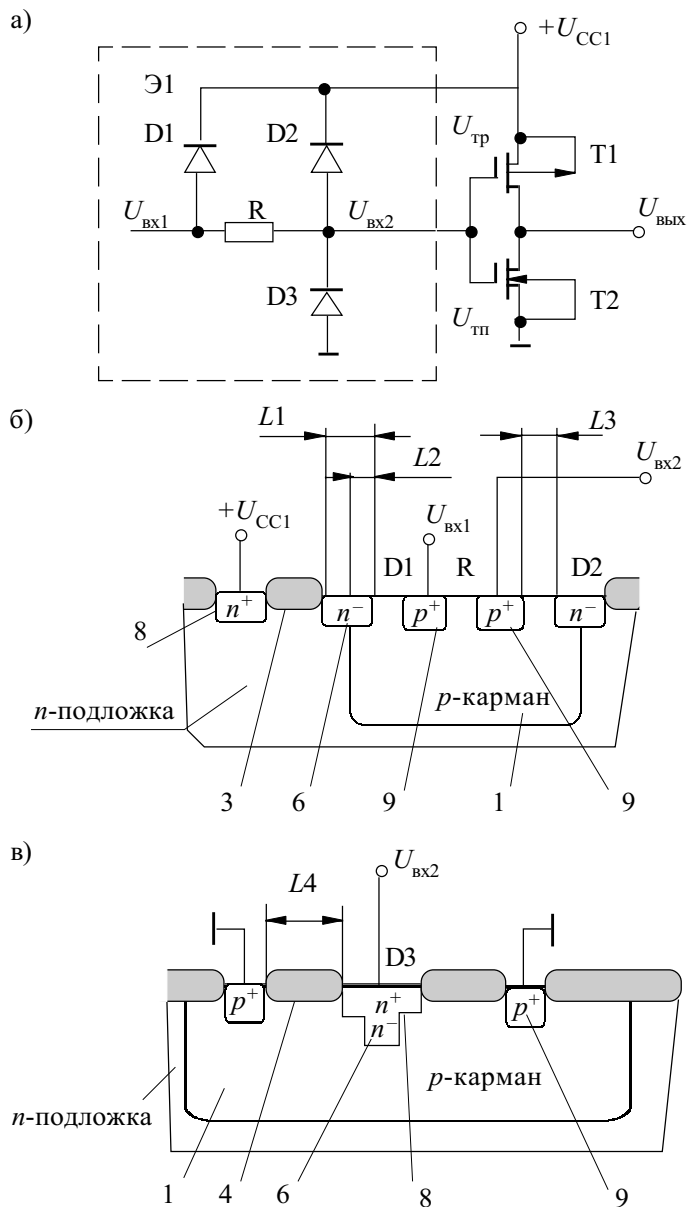


Рис. 2. Схема электрическая входного каскада с элементами защиты от статического электричества (а); б — структура резистора R и диодов $D1, D2$; в — структура диода $D3$

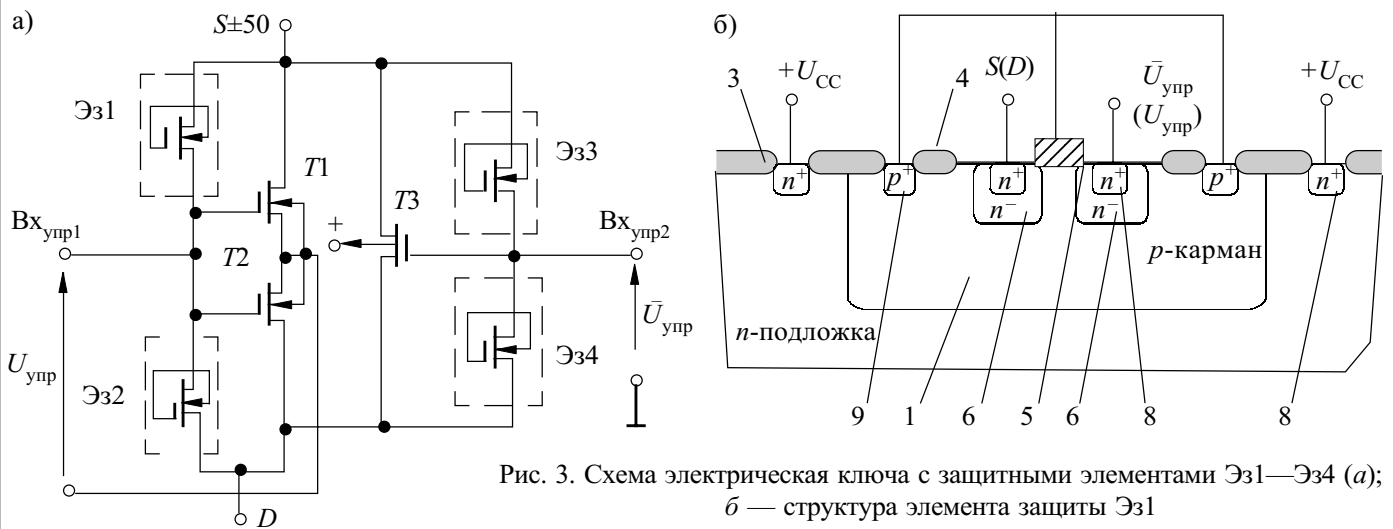


Рис. 3. Схема электрическая ключа с защитными элементами Эз1—Эз4 (а); б — структура элемента защиты Эз1

Входной инвертор (рис. 2) устройства управления ключом в КМОП БИС УР5701КН04 и УР5701КН16 спроектирован на комплементарных МОП-транзисторах, в которых подложка n -канального транзистора Т2 заземлена, а подложка p -канального транзистора Т1 подсоединена к источнику положительного напряжения питания U_{CC1} . Поэтому транзистор Т1 при напряжениях $U_{CC1} \geq U_{BX} - U_{TP}$ находится постоянно в открытом состоянии, а пороговое напряжение U_{TH} транзистора Т2 не зависит от величины отрицательного напряжения питания U_{CC2} КМОП БИС. Во входном инверторе защита подзатворного диэлектрика в транзисторах Т1 и Т2 от напряжений, превышающих предельно допустимые, осуществляется с помощью элемента защиты Э1. В состав элемента защиты входят сопротивление R и диоды D1, D2, D3 (рис. 2, а, б). Диод D1 открывается и пропускает ток в прямом направлении при $U_{BX1} > U_{CC1}$. Диод D2 открывается при напряжении $U_{BX2} > U_{CC1}$. Чем выше напряжение U_{BX2} , тем больше падение напряжения $U_{BX1} - U_{BX2}$ на сопротивлении R . Аналогично работает защита от отрицательных напряжений, превышающих предельно допустимые, с помощью сопротивления R и диода D3 элемента Э1. Однако защита подзатворного диэлектрика от положительного или отрицательного напряжений статического электричества до 1500 вольт со временем действия во входной цепи, не превышающего нескольких микросекунд, основано на создании p — n -переходов в диодах D1, D2 и D3 с пробивными напряжениями ниже пробивного напряжения подзатворного диэлектрика и пробивных напряжений p — n -переходов элементов функциональной схемы КМОП БИС.

Пробивные напряжения диодов D1 и D2 понижаются в сравнении с пробивным напряжением p — n -перехода p -кармана путем дополнительного легирования области L_1 и L_2 донорной примесью N_d и повышением исходного уровня концентрации примеси в n -подложке от 10^{15} см^{-3} до уровней $1,1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ в области L_1 и $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ в области L_2 .

Пробивное напряжение диода D3 (см. рис. 2, в) определяется также концентрацией акцепторной примеси N_a на поверхности p -кармана ($5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) и концентрацией донорной примеси на поверхности

n -области (10^{16} см^{-3}). Перекрытие L_2 p -кармана легированной областью 6 не должно превышать 2 мкм, а расстояние L_1 от p — n -перехода до локально окисленной поверхности 3 n -подложки должно быть не менее 12 мкм. Сопротивление R создается областью p -типа проводимости p -кармана 1 между контактами p^+ -типа 9—9 (рис. 2, б).

Схема защиты Эз1—Эз4 аналогового ключа на основе транзисторов Т1, Т2, Т3 (рис. 3) построена на принципе смыкания двух областей 6—6 n -типа проводимости, разделенных областью p -типа проводимости p -кармана (рис. 3, б). В каждом защитном элементе Эз1—Эз4 первая область n -типа проводимости электрически присоединена ко входу управляющему (для Эз1 и Эз2 — ко $V_{X_{упр1}}$, на который подают управляющее напряжение $U_{упр}$, а для Эз3 и Эз4 — ко $V_{X_{упр2}}$, на который подают управляющее напряжение $\bar{U}_{упр}$, инверсное относительно $U_{упр}$, см. рис. 3, а). Вторая область n -типа проводимости для Эз1 и Эз3 электрически присоединяется ко входу S аналогового ключа (Т1 и Т3), а для Эз2 и Эз4 — к выходу D аналогового ключа (Т2 и Т3) (рис. 3, а, б). В случае достижения между входами управляющими и входом S (выходом D) аналогового ключа предельно допустимых напряжений p — n -переходы n -областей 6—6 (рис. 3, б) смыкаются, и падение напряжения на подзатворном диэлектрике будет определяться падением напряжения на короткозамкнутых областях 6—6 n -типа проводимости.

Определены следующие основные проектные конструкторско-технологические ограничения на расстояния между элементами защиты, обеспечивающие их исправность и работоспособность.

Минимальные расстояния между конструкциями топологических слоев элементов защиты Э1 во входном каскаде (см. рис. 2):

- от p — n -перехода p -кармана до области локального окисла, L_1 — 12 мкм;
- перекрытие слоем n -типа проводимости 6 слоя 1 p -кармана, L_2 — 2 мкм;
- от p^+ -типа проводимости контакта к сопротивлению в p -кармане до p — n -переходов защитных диодов D1 и D2, L_3 — 10 мкм;

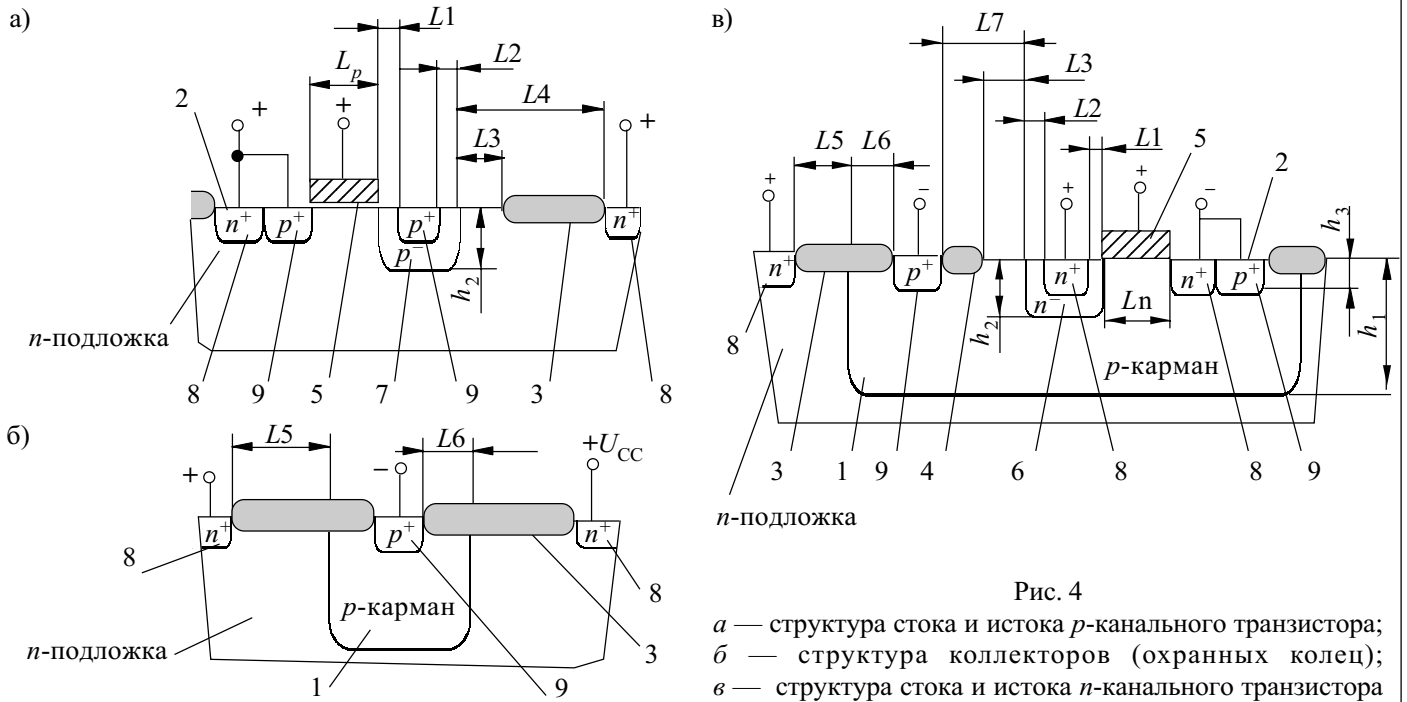


Рис. 4

а — структура стока и истока p -канального транзистора;
б — структура коллекторов (охранных колец);
в — структура стока и истока n -канального транзистора

— от контакта p^+ -типа проводимости в p -кармане до p — n -перехода защитного диода D3, L_4 — 7 мкм.

Минимальные расстояния между конструкциями топологических слоев устройства управления ключом, аналогового ключа и элементов его защиты Эз1 — Эз4 (см. рис. 3, 4):

— от контакта p^+ - или n^+ -типа проводимости к области стока до затвора, L_1 — 4 мкм;

— от p^+ - или n^+ -типа проводимости контакта к области стока до стокового p — n -перехода, L_2 — 4 мкм;

— от стокового p — n -перехода до области локального окисления, L_3 — 6 мкм;

— от стокового p — n -перехода до n^+ -типа проводимости контакта к коллектору, L_4 — 16 мкм;

— от p — n -перехода p -кармана до области n^+ -типа проводимости контакта к коллектору, L_5 — 13 мкм;

— от p — n -перехода p -кармана до области p^+ -типа проводимости контакта к коллектору в p -кармане, L_6 — 6 мкм;

— от стокового p — n -перехода в p -кармане до области p^+ -типа проводимости контакта к коллектору, L_7 — 10 мкм.

Внутренние дестабилизирующие электрические воздействия, в основном, могут активизировать тиристорный эффект в конструкциях четырехслойных структур функциональной электрической схемы аналогового ключа и коммутатора. Эффект защелкивания КМОП БИС вследствие тиристорного эффекта может инициироваться такими физическими процессами как образование токов смещения барьерных емкостей p — n -переходов при резких изменениях приложенных к ним напряжений, лавинным или тепловым пробоем обратносмещенных p — n -переходов, внутренней инжекцией носителей в области КМОП БИС при отпирании p — n -переходов, вследствие изменения полярности приложенного напряжения или падением прямого напряжения вблизи p — n -перехода, созданного неуправляемыми токами в подложках n - и p -канальных МОП-транзисторов.

Защита от тиристорного эффекта может быть обеспечена путем снижения уровней инжекции p — n -переходами неосновных носителей заряда, зарядов, экстрагированных обратносмещенными p — n -переходами, условиями быстрой рекомбинации зарядов, отводом этих зарядов от областей, прилегающих к p — n -переходам четырехслойных структур, а также низкой эффективностью p — n -переходов, инжектирующих неосновные носители, и низким удельным сопротивлением вблизи этих p — n -переходов.

Снижение вероятности возникновения тиристорного эффекта в инверторах на основе комплементарных МОП-транзисторов в высоковольтных КМОП БИС аналогового ключа и коммутатора обеспечивается тем, что различные функциональные блоки, такие как элементы защиты от внешних дестабилизирующих факторов Э1, Эз1—Эз4, n -канальные МОП-транзисторы устройства управления аналоговым ключом и аналоговые ключи на основе n -канальных МОП-транзисторов, размещаются в отдельных конструкциях карманов 1 p -типа проводимости. В общей подложке n -типа проводимости, а также в p -карманах 1 введены коллекторы 8, 9 (охранные кольца) для захвата неуправляемых подвижных носителей заряда, диффундирующих и дрейфующих в подложках p - и n -канальных МОП-транзисторов (рис. 4, а, в).

Кроме того, в n -подложке между всеми p -канальными МОП-транзисторами и p -карманами для n -канальных МОП-транзисторов, входящих в состав схем аналогового ключа с управлением УР5701КН04 и коммутатора УР5701КН16, введены конструкции коллекторов в виде кольцевых областей n -типа проводимости 8, присоединенных к положительному источнику напряжения, и областей p -типа проводимости 9, подключенных к отрицательному потенциалу КМОП БИС (рис. 4, б).

Топологическое размещение и расстояния между КМОП-транзисторами, логическими элементами и

элементами защиты от внешних и внутренних дестабилизирующих факторов рассчитаны из требований исключения взаимного паразитного влияния между ними, снижения вероятности действия эффектов электрического поля и тиристорных эффектов. Таким образом, неосновные подвижные носители заряда захватываются электрическим полем обратно-смещенным p — n -переходом охранного кольца p -типа проводимости, а избыточные основные носители — электроны из общей подложки n -типа проводимости — захватываются охранным кольцом n -типа проводимости δ , находящимся под положительным потенциалом.

Проектные конструкторско-технологические ограничения на зазоры между конструкциями топологических слоев функциональных схем аналогового ключа с управлением, коммутатора представлены выше.

Расчет допустимых размеров элементов топологических слоев, расстояний между элементами осуществлялся в приближении резких p — n -переходов с учетом влияния эффекта электрического поля:

$$E_{кр} \leq \frac{U_{p-n}}{W}; \quad W = \sqrt{\frac{2\epsilon_s \epsilon_0 (\phi_k - U_{p-n}) (N_a + N_d)}{q N_a N_d}},$$

где $E_{кр}$ — напряженность электрического поля пробоя p — n -перехода;

U_{p-n} — обратное напряжение на p — n -переходе;

W — ширина p — n -перехода;

ϵ_s — относительная электрическая проницаемость монокристаллического кремния;

ϵ_0 — абсолютная электрическая проницаемость вакуума;

ϕ_k — контактная разность потенциалов на p — n -переходе;

q — заряд, равный по модулю заряду электрона.

Исследование условий возникновения и подавления тиристорного эффекта в высоковольтных КМОП БИС [2] проводилось на основании анализа величины тока $I_{уд}$, удерживающего в открытом состоянии четырехслойную структуру в зависимости от значений коэффициентов передачи тока эмиттера α_n , α_p и величины сопротивлений R_n и R_p , которые учитыва-

Проектные конструкторско-технологические ограничения на размеры основных топологических слоев для элементов высоковольтных КМОП БИС

Номер слоя (соответствует номеру на рис. 1—4)	Наименование слоев	Минимальный размер элемента, мкм	Минимальный зазор между элементами, мкм	Примечания
1	Области карманов; $N_a=5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$; $h_1=5,0$ мкм	3	—	Без электрического контакта
		6	22	С электрическим контактом к карману
2	Активные области	3	5	Без электрического контакта
		6	5	С электрическим контактом к активной области
3	Пассивные области, легированные фосфором; $N_d=10^{16} \text{ см}^{-3}$, $h_3=0,5$ мкм	9	—	Без электрического контакта
		12	—	С электрическим контактом к пассивной области
4	Пассивные области, легированные бором; $N_a=10^{16} \text{ см}^{-3}$, $h_3=0,5$ мкм	9	—	Без электрического контакта
		12	—	С электрическим контактом к пассивной области
5	Затворы и токопроводящие шины из поликремния; L_n , L_p	9	2	L_p и L_n — длина канала (затвора) соответственно p - и n -канального МОП-транзистора
6	Области ионного легирования фосфором 1-го уровня; $N_d=10^{16} \text{ см}^{-3}$, $h_2=1,7$ мкм	11,5	—	Без электрического контакта
		14,5	—	С электрическим контактом к токоведущей шине
7	Области ионного легирования бором 1-го уровня; $N_a=10^{16} \text{ см}^{-3}$	11,5	—	Без электрического контакта
		14,5	—	С электрическим контактом к токоведущей шине
8	Области ионного легирования фосфором 2-го уровня; $N_d=10^{19} \text{ см}^{-3}$, $h_3=0,5$ мкм	3	—	Без электрического контакта
		6	—	С электрическим контактом
9	Области ионного легирования бором 2-го уровня; $N_a=10^{19} \text{ см}^{-3}$, $h_3=0,5$ мкм	3	—	Без электрического контакта
		6	—	С электрическим контактом
10	Окна для электрических контактов	2×2	—	

ют разность потенциалов между истоками 9, 8 p - и n -канальных МОП-транзисторов и, соответственно, контактами 8, 9 к n -подложке и p -карману (рис. 4, а, в).

$$I_{уд} = \frac{(\alpha_p I_{Rn} + \alpha_n I_{Rp})}{\alpha_p + \alpha_n - 1}.$$

Защита активных элементов функциональной схемы коммутатора и аналогового ключа с управлением от эффекта электрического поля, а также защита пассивных областей, изменение электрофизических параметров которых может нарушить правильность функционирования высоковольтной КМОП БИС, обеспечивается необходимыми уровнями поверхностных концентраций донорных, акцепторных примесей и зазорами между активными элементами, над которыми конструктивно размещаются токоведущие шины, или достаточным расстоянием до токоведущих шин над активными элементами и пассивными областями.

Для выполнения требований снижения паразитного влияния электрических полей на функциональные схемы аналогового ключа с управлением УР5701КН04 и коммутатора УР5701КН16 предусмотрены конструктивные решения поликремниевых затворов, проводников и двухуровневая разводка алюминиевых токоведущих шин. Вероятность возможного паразитного действия эффекта электрического поля на элементы схем уменьшается при уменьшении отношения площади, занимаемой элементами этих схем, к площади пассивных областей.

Уменьшение линейных, объемных размеров элементов КМОП-транзисторов, диодов могло способствовать увеличению зазоров между ними и, таким образом, снизить паразитные влияния эффектов электрического поля. Однако минимальные размеры КМОП-транзисторов, коллекторов, диодов ограничиваются требованиями технологического процесса производства, минимально допустимыми пробивными напряжениями p — n -переходов и необходимыми сопротивлениями аналогового ключа в открытом со-

стоянии. Проектные конструкторско-технологические ограничения на размеры основных топологических слоев для элементов КМОП-транзисторов, коллекторов (охранных колец), диодов, допустимые концентрации акцепторных и донорных примесей на поверхности топологических слоев, а также на глубины залегания p — n -переходов высоковольтных КМОП БИС представлены в **таблице**.

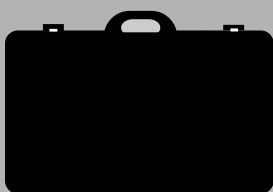
Таким образом, в процессе анализа и исследований конструкций и режимов, обеспечивающих правильное функционирование высоковольтных КМОП БИС, разработаны основные конструкторско-технологические ограничения на размеры элементов топологических слоев, минимально допустимые расстояния между ними, составляющие конструкцию функциональных электрических схем аналогового ключа с управлением и коммутатора, а также спроектирована защита высоковольтных КМОП БИС УР5701КН04 и УР5701КН16 от внутренних и внешних дестабилизирующих факторов, таких как эффект электрического поля и тиристорные эффекты.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Вербицкий В. Г., Золотаревский В. И., Николаенко Ю. Е. и др. Проектирование высоковольтных КМОП ИС ключей и коммутаторов на основе объемного кремния // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. — 2001. — № 3. — С. 57 — 61.
2. Аствацатурьян Е. Р. Зашелкивание в интегральных микросхемах // Зарубежная электронная техника. — М.: ЦНИИ «Электроника». — 1989. — № 10. — С. 3—8.
3. Кобболд Р. Теория и применение полевых транзисторов. — Л.: Энергия, 1975.
4. Пенни В. М., Лау Л. Интегральные схемы на МДП-приборах. — М.: Мир, 1975.
5. Зи С. Физика полупроводниковых приборов. — М.: Мир, 1984.
6. Воздействие радиации на интегральные микросхемы / Коршунов Ф. П. и др. — Минск: Наука и техника, 1986.

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

- Позиционно-чувствительные фотодатчики на основе проводящих полупроводниковых пленок. А. А. Клюканов, Э. А. Сенокосов, Д. Е. Богинский, В. В. Сорочан (Молдова, гг. Кишинев, Тирасполь)
- Оптимальные схемы лазерных фотоионизационных технологий контроля и очистки вещества на атомном уровне. С. В. Амбросов (Украина, г. Одесса)
- Микронеоднородности поверхности ионнолегированного слоя кремния. И. М. Викулин, Е. Ф. Храмов, Г. В. Прохоров, А. К. Гнап (Украина, гг. Одесса, Харьков)
- Устройство для проведения электролиза импульсным током. Л. А. Альбота, И. М. Раренко, А. Г. Швеиц, И. Л. Альбота (Украина, г. Черновцы)
- IOTS-подход: анализ вариантов структур отказоустойчивых бортовых комплексов при использовании компонент Industry. В. С. Харченко, Ю. Б. Юрченко (Украина, г. Харьков)



- Зарядовые свойства конденсаторной системы на основе двухслойного диэлектрика SiO_2 — Ta_2O_5 . В. А. Пилипенко, В. Н. Пономарь, Т. В. Петлицкая (Беларусь, г. Минск)
- Алгоритмы первичной обработки сигналов для системы пассивной звуковой локации. В. А. Тарасов, Д. А. Кропачев, Т. А. Чернеженко, А. И. Васильков (Украина, г. Одесса)

редакция в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле

В. Н. ИВАНОВ, д. т. н. Р. В. КОНАКОВА,
к. ф.-м. н. В. В. МИЛЕНИН, М. А. СТОВПОВОЙ

Украина, г. Киев, НИИ «Орион», ИФП НАНУ
E-mail: bms@i.kiev.ua

Дата поступления в редакцию
02.10 2002 г.

Оппонент к. ф.-м. н. Е. М. СЕМАШКО
("Сатурн-Микро", г. Киев)

КОНТАКТООБРАЗУЮЩИЕ ПЛЕНКИ БОРИДОВ И НИТРИДОВ ТИТАНА В АРСЕНИДГАЛЛИЕВЫХ СВЧ-ПРИБОРАХ

Рассмотрена термостабильность омических и выпрямляющих контактных систем $AuGe-Ta-Au$, $AuGe-TaN_x-Au$, $AuGe-TiB_x-Au$, $AuGe-TiB_x-Mo-Au$ и $Ti-Au$, TiN_x-Au , TiB_x-Au к эпитаксиальным структурам арсенида галлия.

Несмотря на высокий уровень технологии арсенидгаллиевых дискретных СВЧ-приборов и интегральных схем, до сих пор наряду с материаловедческими проблемами существует ряд технологических задач, связанных с формированием омических и барьерных контактов к GaAs, от решения которых зависят качество и надежность элементной базы, ее работоспособность при повышенной температуре и в экстремальных условиях эксплуатации. Главная из них — устранение массопереноса и фазообразования в омических и барьерных контактах в области рабочих температур СВЧ-прибора (с учетом локального перегрева в т. н. «горячих» точках, когда температура может в 1,5–2 раза превышать рабочую). Решению этой задачи посвящается значительное количество физико-технологических исследований и технологических разработок, обобщенных в ряде обзоров [1–7].

Как известно, вследствие того, что контактообразующие материалы, как правило, являются поликристаллическими, основной механизм деградации в таких контактах обусловлен зернограничной диффузией — самым быстрым процессом, приводящим к разрушению прибора. Большая часть работ по контактам направлена на устранение этого механизма. Однако оказалось, что это довольно сложная технологическая задача, и полностью устранить нежелательные эффекты простыми методами не удастся. Так, использование в качестве контактов аморфных металлов ограничивается сравнительно низкой температурой фазового перехода; применение тонкого антидиффузионного слоя диэлектрика (например SiO_2) требует высокой точности технологического процесса, позволяющего создавать очень тонкие (≤ 50 Å) однородные слои SiO_2 ; создание контактных систем с помощью силицидных и нитридных фаз тугоплавких металлов также требует высокоточных технологических процессов формирования однородных по составу и структуре пленок.

В настоящем сообщении эта задача решается с помощью аморфных пленок боридов и нитридов титана.

В качестве исходного материала для формирования омических и барьерных контактов использовались эпитаксиальные структуры арсенида галлия толщиной $\sim 2,5\text{--}3$ мкм n -типа с концентрацией носителей $(5\text{--}6) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Эти структуры выращивались на проводящих и полупроводящих подложках.

Металлические контакты наносились методом магнетронного распыления в атмосфере аргона на модернизированной установке УВН-75Р2. В рабочей камере для нанесения контактов было установлено 4 магнетрона и устройство для импульсной фотонной очистки (ИФО) поверхности образцов.

Образцы для напыления крепились на столик, который устанавливается на карусель в камере. (На карусель можно устанавливать до 5 столиков.) Карусель позволяла фиксировать столик последовательно над любым магнетронным испарителем и напротив ИФО.

Напыление контактов на образец производилось последовательно с магнетронных испарителей в наперед заданной последовательности с предварительной очисткой поверхности ИФО в одном технологическом цикле без нарушения вакуума.

Рабочая камера предварительно вакуумировалась высоковакуумным молекулярным насосом до давления не хуже $5 \cdot 10^{-7}$ мм рт. ст. при прогреве до 60°C . Затем камера охлаждалась до комнатной температуры, производился напуск Ag до давления $2 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. и производилось напыление контактов.

Исследовались следующие контактные системы: для омических контактов $AuGe-Ta-Au$, $AuGe-TaN_x-Au$, $AuGe-TiB_x-Au$, $AuGe-TiB_x-Mo-Au$, которые напылялись на эпитаксиальные структуры на полупроводящей подложке. Толщина Au и Ge 1800 и 300 Å, соответственно; толщина Ta , TaN_x , TiB_x равна 1000 Å, Mo —500 Å, Au —2000 Å. Режим распыления TaN_x , TiB_x был выбран так, что формировалась аморфная пленка. После нанесения контактов образцы подвергались термообработке при 500°C в течение 1 мин в водороде. Методом фотолитографии изготавливались тестовые образцы для измерения контактного сопротивления методом передающей линии. Перед измерением контактных сопротивлений проверяли линейность и симметричность ВАХ. Образцы с омическими контактами подвергались термической обработке при температурах 500, 550 и 600°C в течение часа.

Для формирования барьерных контактов выбирались эпитаксиальные структуры GaAs на проводящей подложке. В качестве выпрямляющих контактов использовались системы Ti—Au , $\text{TiN}_x\text{—Au}$, $\text{TiB}_x\text{—Au}$ и $\text{TiB}_x\text{—Mo—Au}$, которые наносились на поверхность эпитаксиальной пленки. Толщина пленок Ti , TiN_x и TiB_x равнялась 1000 Å, Mo—500 Å , Au—2000 Å .

Со стороны подложек напылялся омический контакт $\text{AuGe—TiB}_x\text{—Au}$, который подвергался термообработке в водороде в течение 1 мин.

После формирования контактов изготавливались мезаструктуры диаметром 100 мкм и глубиной 4 мкм методом фотолитографии и травления. Производилось измерение ВАХ и C—V-характеристик, из которых определялись высота барьера Шоттки и фактор идеальности и их изменения от температуры термообработки в течение 1 часа.

В табл. 1 приведены результаты измерений удельного сопротивления омических контактов к $n\text{-GaAs}$, сформированных на тестовых структурах, до и после термообработки в вакууме при температурах 500, 550 и 600°C в течение 1 часа. Из приведенных данных видно, что удельное сопротивление омических контактов, сформированных AuGe , практически одинаково для всех исходных структур. Отжиг при $T=500^\circ\text{C}$ не изменяет величины ρ . Однако термообработка при $T=550^\circ\text{C}$ на два порядка увеличивает ρ контактных структур с буферным слоем на основе поликристаллической пленки тантала, в то время как аморфные слои TaN_x и TiB_x препятствуют проникновению атомов золота из поверхностного слоя металлизации вглубь контактной структуры и приконтактный слой GaAs.

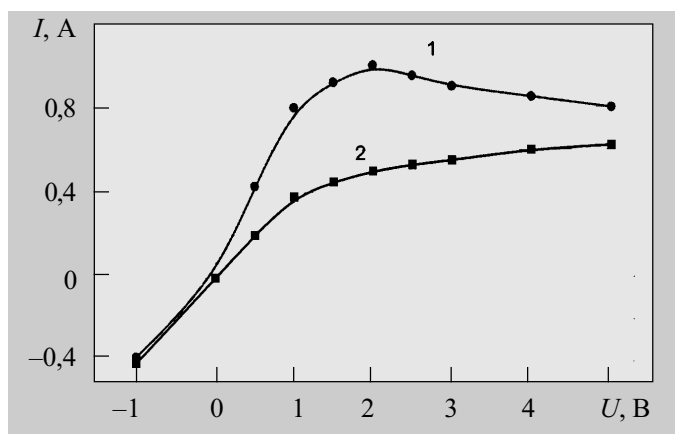
Таблица 1

Удельное сопротивление ρ омических контактов к $n\text{-GaAs}$

Тип омического контакта	$\rho, \text{Ом}\cdot\text{см}^2$			
	Исходное	500°C	550°C	600°C
Au—Ta—AuGe—GaAs	10^{-5}	10^{-5}	10^{-3}	$7\cdot 10^{-3}$
$\text{Au—TaN}_x\text{—AuGe—GaAs}$	10^{-5}	10^{-5}	10^{-5}	$3\cdot 10^{-5}$
$\text{Au—TiB}_x\text{—AuGe—GaAs}$	10^{-5}	10^{-5}	10^{-5}	$3\cdot 10^{-5}$
$\text{Au—Mo—TiB}_x\text{—AuGe—GaAs}$	10^{-5}	10^{-5}	10^{-5}	$2\cdot 10^{-5}$

Отжиг при $T=600^\circ\text{C}$ ухудшает параметры всех контактных структур. При этом в образцах с буферными слоями TaN_x и TiB_x наблюдается релаксация внутренних механических напряжений, сопровождающаяся растрескиванием металлизации, что подтверждается измерениями радиуса кривизны R исходных и подвергнутых термообработке при $T=600^\circ\text{C}$ контактных структур с буферными слоями TaN_x и TiB_x . Оказалось, что радиус кривизны неотожженных контактных структур был 30—35 м для разных образцов; после термообработки он оказался равным 60—72 м.

Эти результаты находятся также в соответствии с вольт-амперными характеристиками диодов Ганна до и после термообработки. Типичная ВАХ диода Ганна с омическими контактами на основе Au—Ta—AuGe—GaAs -структур до и после отжига при $T=600^\circ\text{C}$ в течение 1 часа приведена на рисунке. Видно, что в результате деградации контактов ВАХ утратила N-образный участок. В то же время ВАХ диодов Ганна с



ВАХ диода Ганна с омическими контактами Au—Ta—AuGe—GaAs :

1 — до термообработки; 2 — после термообработки при $T=600^\circ\text{C}$ металлизацией, включающей буферные слои TaN_x или TiB_x , сохраняют N-образный вид при незначительном уменьшении тока в диапазоне прямых смещений 1—5 В.

В табл. 2 приведены результаты измерений высоты барьера Шоттки и фактора идеальности диодных структур Au—Ti—GaAs , $\text{Au—TiN}_x\text{—GaAs}$, $\text{Au—TiB}_x\text{—GaAs}$ и $\text{Au—Mo—TiB}_x\text{—GaAs}$ до и после термообработки в тех же условиях. Видно, что барьерные свойства в результате термообработки сохраняются у всех исследуемых структур. Однако барьеры Шоттки, сформированные аморфными слоями TiN_x и TiB_x , оказываются более термостойкими, чем контакты Au—Ti—GaAs , что находится в соответствии с данными послойной Оже-электронной спектроскопии, полученными в контактах $\text{Au—TiB}_x\text{—GaAs}$ и $\text{TiN}_x\text{—(TiB}_x\text{)—GaAs}$ в работах [8, 9].

Таблица 2

Высота барьера ϕ_b и фактор идеальности n диодных структур до и после термообработки

Тип барьерных контактов	Исходные		500°C		550°C		600°C	
	$\phi_b, \text{эВ}$	n	$\phi_b, \text{эВ}$	n	$\phi_b, \text{эВ}$	n	$\phi_b, \text{эВ}$	n
Au—Ti—GaAs	0,70	1,18	0,75	1,10	0,72	1,22	0,57	2,45
$\text{Au—TiN}_x\text{—GaAs}$	0,60	1,08	0,60	1,08	0,67	1,15	0,68	1,37
$\text{Au—TiB}_x\text{—GaAs}$	0,78	1,23	0,78	1,23	0,78	1,25	0,76	1,30
$\text{Au—Mo—TiB}_x\text{—GaAs}$	0,78	1,20	0,78	1,20	0,78	1,23	0,76	1,30

Приведенные в таблице данные позволяют сделать заключение о достаточно высокой стабильности границы раздела "металл—GaAs" и перспективности использования подобных контактных структур для создания термостабильных приборов с барьером Шоттки. Наблюдаемая релаксация внутренних механических напряжений в барьерных структурах, приводящая после отжига при $T=600^\circ\text{C}$ к растрескиванию металлизации, не вызывает, однако, существенной деградации параметров барьера Шоттки.

Таким образом, как показали наши исследования, многослойные омические контакты $\text{Au—Ta—TiB}_x\text{—AuGe—GaAs}$ и выпрямляющие контакты $\text{Au—TiN}_x\text{—(TiB}_x\text{)—GaAs}$ могут стабильно работать при температурах до 550°C без изменения электрических параметров.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Арсенид галлия в микроэлектронике / Под ред. Н. Айнспрука, У. Уиссмана.— М.: Мир, 1988.
2. Шур М. Современные приборы на основе арсенида галлия.— М.: Мир, 1991.
3. Гольдберг Ю. А. Омический контакт металл—полупроводник A^3B^5 . Метод создания и свойства // ФТП.—1994.— Т. 28, № 10.— С. 1681—1698.
4. Гольдберг Ю. А., Поссе Е. А. Образование омического контакта в процессе непрерывного нагревания диодов Шоттки на основе GaAs и GaP // Там же.— 1998.— Т. 32, № 2.— С. 200—202.
5. Myburg G., Auret F. D., Meyer W. E., Louw C. W. Summary of Schottky barrier height data on epitaxially grown *n*- and *p*-GaAs // Thin Solid Films.— 1998.— Vol. 325.— P. 181—186.

6. Ahmed M. M. Effect of sintering on Au/Ti—GaAs Schottky barrier submicron metal-semiconductor field-effect transistors characteristics // J. Vac. Sci. Technol. B.— 1998.— Vol. 16, N 4.— P. 2034—2037.
7. Межфазные взаимодействия и механизмы деградации в структурах металл—InP и металл—GaAs / Под ред. Р. В. Конаковой и Г. С. Коротченко.— Киев: ИИО ИФП НАНУ, 1995.
8. Boltovets N. S., Konakova R. V., Milenin V. V. et al. Power Schottky barrier diodes Au— TiB_x-n-n^+ —GaAs // Chemistry for Sustainable Development.— 2001.— Vol. 9.— P. 75—77.
9. Milenin V. V., Ermolovich I. B., Konakova R. V. et al. Reactions between phases and electronic processes at the $TiB_x(TiN_x)$ —GaAs heterostructures interfaces // J. Korean Phys. Soc.— 1999.— Vol. 34, N 6.— P. s447—s450.

НОВЫЕ КНИГИ

В. Г. Вербицкий. **Ионные нанотехнологии в электронике.**—

Киев: МП «Леся», 2002.— 376 с. Табл. 21, рис. 115, библи. 157 назв.

Формирование информационного пространства происходит на технической базе микроэлектроники, которая, сама являясь результатом больших открытий в области физики, химии, кибернетики, дала мощный импульс развитию представлений о структуре веществ, свойствах атомов и их взаимодействии. Интеграция элементов на кристалле интегральных схем не поспевает за потребностями общества в обработке увеличивающихся объемов информации. Переход от микро- к наноразмерам — требование времени, вызвавшее разработку научных основ модификации веществ в нанобластях, создание новых технологий изготовления микросхем с нанoelementами в своем составе.

Нанoeлектроника зародилась в недрах микроэлектроники. Существенный вклад в изучение явлений и процессов нанoeлектроники сделали специалисты отраслевых научно-исследовательских учреждений, где сконцентрирована технологическая база разработки и изготовления интегральных устройств. Поэтому написание книги "Ионные нанотехнологии в электронике" В. Г. Вербицким, прошедшим путь от студента-радиофизика, инженера-технолога ионных процессов микроэлектроники, научного работника, руководителя творческого коллектива разработчиков БИС и микро-нанотехнологий до руководителя ряда украинских научно-тех-

нических программ в области электроники, вполне логично и достойно одобрения.

В книге представлено изложение основных положений и закономерностей ионной модификации веществ в нанобластях, методов получения заданных характеристик и параметров нанoelementов, детально рассмотрены физико-химические воздействия. Проведено рассмотрение фундаментальных теоретических представлений о взаимодействии ионов с гетероструктурами и поверхностью, диффузии, отжиге и имплантации ионов, освещены новейшие достижения нанотехнологий и их применение в электронике. В ней удачно соединились строгое и последовательное изложение материала с доступностью восприятия читателем. Основной методический принцип, на котором построена книга, — "от эксперимента к обобщению и технологической реализации в производстве" — позволяет охватить все аспекты как разработки, так и сложного производства. Удачна структура книги: синтез физико-технологических методов ионной модификации кремния и нитрида галлия, на которых базируются технологические процессы получения интегральных элементов с расширенными функциями и рекордными параметрами на современном уровне и в перспективе.

Следует отметить, что аналогичных изданий по исполь-

зованию ионов в нанотехнологиях до этого времени в мировой литературе не было. Книга В. Г. Вербицкого является первой монографией, в которой органично сочетается освещение современных достижений в области нанотехнологии транзисторных интегральных схем и оптоэлектронных элементов на основе соединений A^3B^5 , что делает ее важным вкладом в решение проблем их функциональной интеграции.

Книга выгодно отличается от существующих удачным подбором материала. Ее чтение и изучение позволяет войти в проблематику ионных нанотехнологий и свободно там ориентироваться. Можно было, видимо, уделить больше внимания очень перспективным в наше время магнетронным системам и их применению в нанотехнологии.

Книга В. Г. Вербицкого чрезвычайно важна для возрождения отечественной микроэлектронной промышленности и будет полезна для инженеров электронной техники, аспирантов и студентов электронных, радиофизических и приборостроительных специальностей, а также студентов, аспирантов и инженеров, которые изучают и разрабатывают технологии оптоэлектроники, лазерной техники, компьютерных и телекоммуникационных средств.

Д. т. н. С. В. ДЕНБНОВЕЦКИЙ
(НТУУ "Киевский политехнический институт", г. Киев)

К. т. н. С. П. НОВОСЯДЛЫЙ

Украина, г. Ивано-Франковск, Прикарпатский
университет им. В. Стефаника
E-mail: nsp@pu.if.ua

Дата поступления в редакцию
01.11 2001 г.—27.09 2002 г.

Оппонент к. ф.-м. н. В. И. ФАРЕНИК
(НФТЦ ХНУ им. В. Н. Каразина, г. Харьков)

ПЛАЗМЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРОННЫХ СТРУКТУР БИС

Приведены результаты исследований высокочастотных плазменных процессов осаждения и травления функциональных слоев при формировании субмикронных структур БИС.

Субмикронная технология БИС с топологическими нормами 0,25—0,8 мкм предъявляет новые требования к плазмохимическим процессам осаждения и травления.

В настоящей статье исследуются плазмохимические процессы, которые не приводят к радиационным повреждениям и увеличению дефектности (“no-radiation-damage”) при осаждении функциональных слоев, а также увеличивают, в сравнении с другими методами [1, 2], селективность и анизотропность травления, повышая при этом скорость осаждения и травления функциональных слоев с использованием явления электронно-циклотронного резонанса (ЭЦР) [3, 4].

Высокочастотное ионно-плазменное осаждение геттерных оксинитридных пленок $\text{Si}_x\text{O}_y\text{N}_z$

Для уменьшения генерационно-рекомбинационных процессов на межфазной границе раздела Si — SiO_2 разработан процесс высокочастотного магнетронного распыления кремниевой мишени КДБ-80 в плазме азота. Это позволяет сформировать низкотемпературный оксинитридный геттер без водородных соединений Si — H , эффективно геттерирующий зарядовые состояния и заряды как с межфазной границы, так и с оксида, и тем самым обеспечивает и высокую термополевую стабильность электрических параметров интегральных схем, и снижение дефектности их функциональных слоев.

Экспериментальные исследования проводились с использованием высокочастотного магнетрона установки “Оратория 5” и генератора ВЧГ-2,5-13,5. В качестве кремниевой мишени использовались пластины КДБ-80 (111) монокремния Чохральского (Ч) с содержанием изоконцентрационной примеси кислорода $N_{\text{O}_2} \geq 1,7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Определяющим параметром, по которому оценивалась эффективность сформированного оксинитридного геттера, служил показатель преломления в пределах $n=1,78$ —2,05, который задавался величиной ионного тока азотной плазмы и содержанием изоконцентрационной примеси кислорода в кремниевых пластинах Чохральского. Скорость осаждения пленки $\text{Si}_x\text{O}_y\text{N}_z$ обеспечивалась мощностью

высокочастотного генератора (13,56 МГц) и составляла $\geq 50 \text{ Å/мин}$. Высокая равномерность нанесения пленки ($\pm 3\%$) обеспечивалась планетарной системой установки “Оратория-5”.

Оксинитридный геттер формировался медленным охлаждением от температуры 950°C до комнатной на протяжении 3,5—4 часов. Эффективность действия геттера оценивалась по тестовым структурам в виде диода и биполярного транзистора с оценкой m -фактора генерационно-рекомбинационных процессов, коэффициента усиления супер- β -транзистора, величины и термополевой стабильности порогового напряжения ΔU_T , напряжения плоских зон ΔU_{FB} .

Проведенными исследованиями установлены закономерности формирования высокочастотного плазменного оксинитридного геттера от содержания изоконцентрационной примеси кислорода в монокремнии (Ч) КДБ-80 $N_{\text{O}_2} = 1,7 \cdot 10^{16}$ — $1,8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, которые представлены в виде зависимости коэффициента преломления пленки на рис. 1 (мощность азотной плазмы 0,5—1,2 кВт, температура осаждения 50—250 $^\circ\text{C}$). Высокая конформность пленки ($\geq 0,95$) определялась потенциалом смещения на кремниевой пластине -25 ... -110 В .

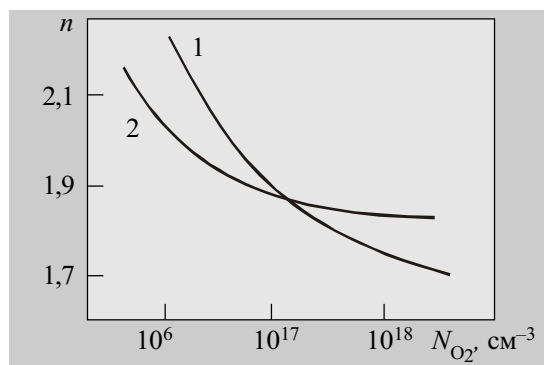


Рис. 1. Зависимость коэффициента преломления оксинитридной пленки от содержания изоконцентрационной примеси кислорода в мишени монокремния Чохральского:

1 — КДБ80-(100); 2 — КЕФ4,5-(100)

Установлено, что оксинитридный геттер, сформированный ионно-плазменным магнетронным распылением в азотной плазме кремниевой мишени, позволяет уменьшить m -фактор с 1,25—1,28 до 1,02—1,05, повысить коэффициент усиления супер- β -транзистора до 35—80 тыс. и обеспечить стабильность ΔU_T , ΔU_{FB} в пределах 0,05—0,1 В для температуры $+150^\circ\text{C}$.

Формирование текстурированного геттера плазмохимическим травлением обратной стороны кремниевых пластин

Для снижения дефектности функциональных слоев БИС, которые определяют выход годных структур, разработана технология формирования текстурированного геттера на тыльной стороне Si-пластин, сформированного высокочастотным плазмохимическим травлением в плазме $\text{CF}_4 + \text{O}_2$ изменением мощности плазмы, которая определяет текстуру поверхности кремния. Экспериментальными исследованиями установлено, что степень текстурирования поверхности кремния чувствительна к определенному типу плазмы и к величине изоконцентрационной примеси кислорода в Si-пластинах (Ч).

Эффективность такого текстурированного геттера оценивалась по термополевому дрейфу порогового напряжения МОП-транзисторов, сформированных в виде тестовых структур, и оценкой времени жизни неосновных носителей заряда. Увеличение содержания O_2 в плазме $\text{CF}_4 + \text{O}_2$ от 8 до 19% увеличивает текстурированность поверхности в 1,5—5 раз в зависимости от концентрации кислорода в Si-пластинах (Ч) соответственно от $1,7 \cdot 10^{16}$ до $1,8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Термополевой дрейф порогового напряжения и напряжения плоских зон ΔU_T , ΔU_{FB} составлял $\leq 0,15$ и $0,08 \text{ В}$ для температуры 150°C , соответственно, в сравнении с текстурированными геттерами, сформированными на таких же Si-пластинах травлением в кислотном селективном травителе на основе надуксусной кислоты $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}=1:3:9$ и в щелочном травителе $\text{KOH}:\text{H}_2\text{O}=1:2$. Дрейф для последних составлял соответственно $\Delta U_T \leq 0,3 \text{ В}$, $\Delta U_{FB} \leq 0,15 \text{ В}$ и $\Delta U_T \leq 3,5 \text{ В}$, $\Delta U_{FB} \leq 1,8 \text{ В}$ (рис. 2, где C/C_0 — отношение емкости к емкости плоских зон структуры Si— SiO_2).

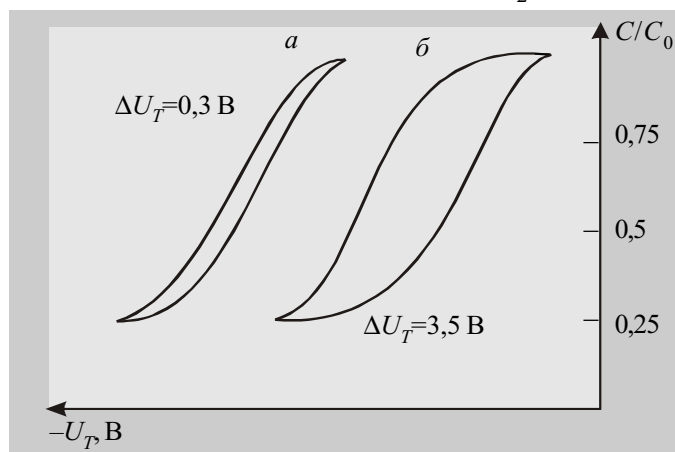


Рис. 2. Дрейф порогового напряжения на кремниевых пластинах Чохральского КЕФ4,5-(111):

а — травитель на основе надуксусной кислоты; б — щелочной травитель

Следует отметить, что такой текстурированный геттер увеличивает, как минимум, на порядок время жизни неосновных носителей заряда, а щелочное текстурирование поверхности отличается очень большой термополевой нестабильностью порогового напряжения ΔU_T и напряжения плоских зон ΔU_{FB} . Это один из высокотехнологичных внешних геттеров, который можно повторно наносить во время формирования структур БИС.

Плазмохимические процессы осаждения и травления в зоне послесвечения объемных реакторов электронно-циклотронного резонанса

Сущность процессов обработки вне зоны плазмы реактора состоит в том, что рабочий газ, который подается в зону плазмы, разлагается в ней на химически активные частицы (заряженные — ионы и незаряженные — радикалы), которые благодаря диффузии и направленному газовому потоку достигают Si-пластин вне зоны плазмы (в зоне послесвечения) и вступают в химическую реакцию на ее поверхности с образованием летучих компонентов. Радикалы и заряженные частицы, которые попадают на обрабатываемую поверхность Si-пластин, имеют достаточную энергию для осаждения слоя или травления его, но уже недостаточную для внесения радиационных повреждений и дефектности структур БИС. Кроме того, можно устанавливать сетку-электрод под определенным электрическим потенциалом и сепарировать активные частицы на заряженные и незаряженные, а также дополнительно вводить различные реактивные газы в поток, который выходит из плазмы [4].

Химические реакции этих газов с потоком атомов и радикалов активируют новые частицы. Это делает процессы осаждения и травления высокоуправляемыми и высокотехнологичными. Характеристики плазмохимических процессов осаждения и травления на основе ЭЦР-реакторов приведены в табл. 1 и 2.

Для экспериментальных исследований использовались как высокочастотные установки типа 08 ПХО 100Т-005, -006, -007, -008, так и установки с ЭЦР-реакторами типа GIR-820 А, 500 В, которые работают на частотах f_p 13,56 МГц и 2,45 ГГц, а также фторные, кремниевые и хлорные соединения: CF_4 , CHF_3 , C_3F_8 , SF_6 , SiCl_4 , SiH_4 , Si_2H_6 , CHCl_3 .

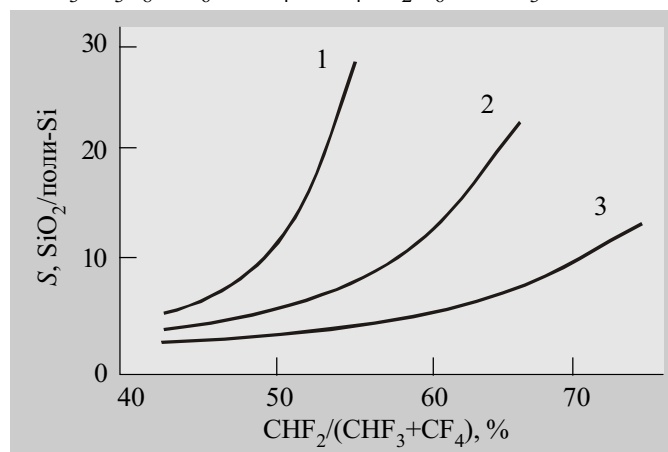


Рис. 3. Зависимость селективности травления пленки оксид/поли-Si от содержания фреона 23 во фреоне 14 для различных значений мощности плазмы:

1 — 500 Вт; 2 — 625 Вт; 3 — 700 Вт

На рис. 3 представлена зависимость селективности плазмохимического травления (S) пленки оксид/поли-Si от содержания фреона 23 во фреоне 14 и мощности плазмы установки 08 ПХО-100Т-008.

Осаждение оксинитридной пленки кремния.

Пленки оксинитрида кремния, осажденные в ЭЦР-реакторе при комнатной температуре, имеют свойства на порядок лучше, нежели пленки, осажденные си-

Таблица 1

Плазменное осаждение пленок в СВЧ ЭЦР-реакторах

Пленка	Мощность, Вт	Давление, Па	Температура подложки, °С	Скорость роста, нм/мин	Реагенты	Соотношение расхода газов	Примечание
SiO ₂	300	2,7·10 ⁻²	50	27	O ₂ (в плазму), Si ₂ H ₆ к Si-подложке	—	Замена SiH ₄ на Si ₂ H ₆ увеличивает скорость в 2 раза
	500 350	10 ⁻² —0,1 1,2·10 ⁻¹	150 250	68 75	То же "	2:1 2:1—1:1,5	
Si ₃ H ₄	250	2,7·10 ⁻²	100	23	N ₂ (в плазму), Si ₂ H ₆ к Si-подложке	2:1	
	450	5,3·10 ⁻² —1,6·10 ⁻¹	150	14	N ₂ (в плазму), SiH ₄ к Si-подложке	2:1	
Поли-Si	500	2,7·10 ⁻²	150	26	Ar (в плазму), Si ₂ H ₆ к Si-подложке	2:1	
					Ar (в плазму), HMDS к Si-подложке	2:1	
α-Si	500	6,7·10 ⁻¹ —20	150	68	Ar (в плазму), SiH ₄ к Si-подложке	4:1	
Si _x N _y O _z	350	2,7·10 ⁻²	75	38	N ₂ , O ₂ (в плазму), SiH ₄ к Si-подложке	3:1	

Таблица 2

Плазменное травление в СВЧ ЭЦР-реакторах

Материал	Мощность, Вт	Давление, Па	Реактивный газ	Потенциал смещения, В	Скорость травления, нм/мин	Анизотропность	Селективность	Примечание
Моно-Si, легированный В Моно-Si, легированный Р	700	2,7·10 ⁻² —0,13	Cl ₂ +SF ₆	-75 (13,56 МГц)	200—1200	1—0,75	10—12 (Si/SiO ₂)	
	300	5·10 ⁻² —2·10 ⁻¹	SF ₆ +Ar	-100	60—120	~0,9	~12 (Si/SiO ₂)	
Поли-Si	200	6,5·10 ⁻²	Cl ₂	-20	20—50	0,7—0,9	18 (поли-Si/SiO ₂)	
Поли-Si, легированный	1000	6,5·10 ⁻² —4·10 ⁻¹	Cl ₂	-150	185—320	0,95	75—100 (поли-Si/SiO ₂)	
SiO ₂ (сухой) SiO ₂ (влажный)	60	6,5·10 ⁻²	CF ₄	100	10—30	>0,95	1—4 (Si/SiO ₂)	
	700	2,7·10 ⁻² —1,3·10 ⁻¹	SF ₆ +Cl ₂	-75 (13,56 МГц)	75—150	>0,85	3—9 (Si/SiO ₂)	
Фоторезист	400	5,3·10 ⁻²	O ₂	-250	200—900	—	—	Проходит процесс силилирования
ФН-1			O ₂ +HMDS	-200	400—600	—	—	
Полиимид ПИК	400	5,3·10 ⁻²	O ₂	-300	50—200	—	—	
Si ₃ N ₄ , Si _x O _y N _z	500	2,7·10 ⁻² —1,3·10 ⁻¹	CF ₄ +CHF ₃ CF ₄ +SF ₆	-100	75—150	>0,95	4—12 (Si ₃ N ₄ /Si)	При введении H ₂ скорость травления растет
АК-1 Силициды	700	2,7·10 ⁻² 2·10 ⁻¹	SiCl ₄ +BCl ₃	-150	35—125	>0,85	5—8 (АК-1/SiO ₂)	

лановой технологией в реакторах пониженного давления, т. к. в них имеется минимальное количество водорода. При исследовании пленок $\text{Si}_x\text{O}_y\text{N}_z$ спектроскопией четко проявляются пики связи Si—N (волновое число 845 см^{-1}) и Si—O (волновое число 1165 см^{-1}) и полностью отсутствуют пики Si—H (волновое число 2180 см^{-1}), N—H (волновое число 3450 см^{-1}), что обеспечивается их сепарацией. Соотношения Si/O, Si/N определяются как частотой и типом волн СВЧ электромагнитного поля плазмы, так и их мощностью, что увеличивает плотность плазмы на один—два порядка согласно выражению [3]

$$N_x = K \frac{R_x V}{G} p, \quad (1)$$

где R_x , N_x — скорость генерации и концентрация активных частиц плазмы, соответственно;

K — константа определенного реактора;

V — объем плазмы;

G — скорость массопереноса;

p — общее давление в реакторе.

Изменение кислорода в пределах 3,5—18% дает возможность формировать высококачественные геттерные оксинитридные пленки с коэффициентом преломления 1,78—2,1, которые по эффективности действия геттера лучше оксинитридных пленок, осажденных ВЧ магнетронным распылением кремниевой мишени и сформированных многозарядной имплантацией кислорода и азота, поскольку последние требуют высокотемпературного отжига.

Характеристика разряда: мощность плазмы 150—350 Вт, давление $2,7 \cdot 10^{-2}$ Па, температура осаждения 50—150°C, скорость осаждения 20—50 нм/мин, скорость травления в буферном травителе сформированной пленки ≤ 1 нм/мин.

Гомоэпитаксиальный рост пленок моно- и поликремния.

При осаждении моно- и поликремния из силана (дисилана) в СВЧ-реакторах электронно-циклотронного резонанса свойства пленок лучше свойств таких же пленок, сформированных термоионным осаждением. Это связано с тем, что в СВЧ ЭЦР-реакторах поток ионов до подложки без их сепарации преобладает над потоком нейтральных радикалов, поскольку с ростом частоты растет степень диссоциации и ионизации атомов и молекул реагентов. Поэтому водород, находящийся в высокочастотной плазме, легко геттерирует углерод и кислород (две критические примеси в монокремнии) как перед осаждением пленки, так и в процессе ее роста.

Плазменная гомоэпитаксия имеет преимущество перед газовой в том, что она осуществляется при значительно меньшей температуре и эпитаксиальные слои формируются на любой кристаллографической плоскости, например (100), без рассовмещения и автолегирования, как это имеет место в газовой высокотемпературной эпитаксии. Это говорит о том, что эпитаксиальный рост пленок происходит по разным механизмам: в плазменной — за счет большой скорости миграции ионов и нейтральных частиц по поверхности, а в газовой имеет место плоскостный механизм

формирования эпитаксиальной пленки. Это открывает большие возможности для локальной эпитаксии в трехмерных структурах на базе совмещенных Ви-К-Д-МОП-технологий.

Процесс плазменной гомоэпитаксии требует дальнейших исследований механизмов роста и методов легирования низкотемпературных эпитаксиальных слоев. Следует отметить, что дисилан увеличивает скорость роста, как минимум, в два раза. Сепарацию положительных ионов водорода можно проводить при отрицательном смещении, которое подается на сетку перед зоной послесвечения, или заменой силановой смеси на SiCl_4 , диссоциация которого на частоте 2,45 ГГц приближается к SiH_4 . Для увеличения скорости осаждения слоев монокремния до 25—35 нм/мин на Si-подложки подаются смещения ≤ -25 В. В этом случае плазменную гомоэпитаксию кремния можно осуществлять на Si-подложки любой ориентации при ИК-нагреве до 550—650°C.

Необходимая чистота поверхности задается плазмохимическим травлением с использованием хлористого водорода. Снижение температуры плазмы до 500°C ведет к осаждению поликремния, а при 300°C — к осаждению аморфного кремния.

Такая технология формирования гомоэпитаксиального кремния (ее называют еще графоэпитаксией) позволяет формировать высококачественные структуры SOI (silicon—oxide—insulation) на любой диэлектрической подложке при использовании быстрого фотонного отжига.

Заслуживает внимания плазменная технология гомоэпитаксии для формирования силицидной (полицидной) разводки. Это достигается подачей в реактор, кроме SiCl_4 , еще и TiCl_4 . При оптимальных режимах роста и давлении $\geq 5,3 \cdot 10^{-2}$ Па получена рекордная проводимость ($\leq 6,2 \cdot 10^{-6}$ Ом·см) при скорости роста 40—50 нм/мин, чего другими методами достичь практически невозможно. Проведенные исследования показывают, что такой метод формирования силицидных пленок с дополнительной сепарацией ионов кислорода позволяет выйти на уровень 0,3—0,4 мкОм·см и полностью исключить из субмикронной технологии БИС некоррозионностойкую металлизацию алюминием с шагом 1—1,5 мкм в многоуровневой коммутации. Высокая конформность покрытия достигается потенциалом смещения на Si-подложку ≤ -50 В.

Плазмохимическое травление меток совмещения в СВЧ ЭЦР-реакторах.

СВЧ ЭЦР-метод наиболее перспективен для технологии БИС, поскольку позволяет анизотропно формировать субмикронные размеры (0,5—0,6 мкм) благодаря направленному потоку ионов и радикалов низкой энергии (≤ 20 эВ). Такая низкая энергия позволяет достигать высокой селективности травления (≥ 5 —12). Заслуживает внимания процесс плазмохимического травления меток совмещения в монокремнии с использованием высокочастотной плазменной технологии.

Для травления меток использовалась плазма $\text{SF}_6 + \text{Ar}$ при давлении $1,3 \cdot 10^{-2}$ Па, смещении -50 В и мощности плазмы 600 Вт, что обеспечивает высокую скорость травления (200—320 нм/мин). Здесь ани-

зотропия приближается к 1,0 и полностью исключает боковой подтрав. Уже при давлении $\geq 4 \cdot 10^{-2}$ Па боковой подтрав возрастает до анизотропности 0,7—0,9, а селективность травления Si—SiO₂ составляет 5—8. Если в плазму ввести галогенные добавки в виде J, Br, Cl в пределах 2—8%, то скорость травления монокремния возрастает до 720—870 нм/мин при увеличении селективности до 11—12, а анизотропность возрастает до 1,0. Таким образом, качество меток совмещения определяется анизотропным плазмовым травлением и величиной высокочастотного смещения.

Травление диэлектрических слоев (SiO₂, Si₃N₄, Si_xO_yN_z, ФСС, БФСС) в ЭЦР-реакторах проводилось в плазме CF₄ или SF₆ при скорости травления в пределах 10—25 нм/мин. Для увеличения скорости травления таких диэлектрических пленок, как показали наши исследования, необходимо увеличить частоту напряжения смещения до величины $f \geq 25$ кГц (f_p 13,56 МГц), а напряжение смещения до $U_c \geq 90$ В. При этом скорость травления возрастает до ≥ 150 нм/мин, когда мощность плазмы увеличивается до ≥ 700 Вт. Скорость травления можно также увеличить до 180—200 нм/мин при анизотропности $\geq 0,95$, если заменить SF₆ на углеродные галогены типа C_nF_m при $n=1-4$ (C₃F₈).

Следует выделить особенности плазменного травления полиимидной изоляции в плазме CF₄+O₂ (8—20% O₂) при давлении 0,5—0,7 Па и мощности 300 Вт, при котором скорость травления составляет ≥ 250 нм/мин, а при мощности 600 Вт скорость возрастает уже до 700 нм/мин (13,56 МГц, $U_c \geq 70$ В) с селективностью больше 10 без увеличения дефектности функциональных слоев. Данный процесс эффективен также при профилировании контактных окон изменением анизотропности плазменного травления или при их формировании спейсерной технологией.

Поликремниевая спейсерная технология формирования субмикронных контактов БИС.

При переходе в субмикронный диапазон топологических норм до уровня 0,25—0,8 мкм особенно актуальной становится задача формирования профилированных контактов в многоуровневой разводке топологии БИС, где в качестве межслойной изоляции используют как низкотемпературное борфосфоросиликатное стекло (БФСС), так и планаризирующие полиимидные композиции [4, 5].

Основным компонентом данной технологии является низкотемпературное осаждение функциональных слоев (легированного и нелегированного поликремния, оксида кремния, БФСС) на основе силановой технологии в реакторе пониженного давления типа "Изотрон". Оплавление межслойной изоляции на основе БФСС осуществляется термокомпрессионным окислением в реакторе установки "Термоком". Заданный профиль стенок контактов формируют изменением мощности разряда и давления в реакционной камере циклотронного плазмохимического травления в зоне послесвечения [5].

Маршрут формирования таких профилированных субмикронных контактов включает в себя:

— формирование БФСС для межслойной изоляции с буферным подслоем оксида (400 Å);

— оплавление межслойной изоляции БФСС термокомпрессионным окислением при температуре 650°C и давлении 30 атм.;

— нанесение двухслойной пленки нелегированного поликремния и пленки диоксида SiO₂ толщиной $\leq 0,3$ и $\leq 0,1$ мкм, соответственно;

— анизотропное плазмохимическое травление двухслойной пленки поли-Si—SiO₂ в местах контактов;

— нанесение пленки нелегированного поликремния толщиной $\leq 0,3$ мкм для формирования спейсеров;

— формирование боковых спейсеров высокочастотным плазменным травлением поликремния в местах контактов;

— анизотропное плазмохимическое травление и профилирование межслойной изоляции в виде БФСС в объемном реакторе ЭЦР;

— металлизация контактов алюминиевым сплавом "алюминий—кремний—РЗМ" или дисилицидом титана (TiSi₂), сформированным на основе аморфного кремния.

Межслойную изоляцию можно формировать низкотемпературным осаждением полиимидной композиции типа ПИД по аналогии с пленкой фоторезиста. Тогда исключаются операции формирования БФСС и его оплавления.

Модель газозафазного осаждения аморфного, легированного и нелегированного поликремния, БФСС, SiO₂, TiSi₂ в реакторе пониженного давления (РПД) определяется приведенной скоростью осаждения пленки [5]:

$$V = ST(P_x + P_y) / (C_0 P_\Sigma (D_p^2 - D^2)), \quad (2)$$

где S , T — скорость откачки и температура осаждения реактора РПД;

P_x , P_y — давление реагентов диффузанта и окислителя, соответственно;

C_0 — концентрация силановой смеси в аргоне;

P_Σ — общее давление в реакторе;

D_p , D — диаметры реактора и кремниевых пластин, соответственно.

Для обеспечения диффузионного перемешивания компонентов в процессе осаждения пленок функциональных слоев проводится импульсное легирование газовой смеси одним из компонентов (фосфин, хлористый фосфор, диборан, хлористый титан) с использованием специального сопла в реакторе пониженного давления установки "Изотрон" и специальных кассет с обтекателями. Угол наклона стенок контактов при профилировании формируют при помощи анизотропного плазменного травления в ЭЦР-реакторах на установках типа GIR-820 (500) в пределах от 90 до 60° изменением мощности разряда и давления в зоне послесвечения. Слой нелегированного поликремния используется как маска для формирования контактных спейсеров.

Высококонтрастное плазменное проявление в оптической проекционной литографии.

Оптическая литография с высокой разрешающей способностью для формирования топологии БИС основана на проекционных системах и высококонтрастном резисте [6]. Система проекционного совмещения обеспечивает перенос топологических

элементов до 0,8 мкм и при переходе к размерам 0,25—0,8 мкм ограничивается следующими факторами:

— неплоская отражающая поверхность кремниевых пластин с топологией БИС приводит к двум эффектам, которые ограничивают разрешающую способность: объемный эффект, который состоит в искажении переносимого изображения, вызванном разной толщиной резиста вблизи резкого изменения рельефа поверхности; многократное отражение экспонирующего освещения от Si-пластины, что приводит к образованию стоячих волн;

— отсутствием высокого γ -контраста у резиста ($\geq 4,0$) и высококонтрастного проявления проэкспонированного изображения.

Для устранения этих оптических явлений нами разработан позитивный высококонтрастный однокомпонентный резист, который обеспечивает γ -контраст $\geq 8,5$ —10, позволяющий формировать проекционной литографией с использованием высокочастотного плазменного кислородного проявления топологические размеры 0,5—0,8 мкм. Такое проявление высококонтрастного резиста обеспечивает анизотропность его пленки на уровне 1,0 при селективности травления экспонированной и неэкспонированной областей в пределах 18—28. Дополнительное силилирование проэкспонированной пленки резиста перед проявлением в HMDS (гексаметилдисилазан) увеличивает его разрешающую способность, как минимум, в 1,5—2 раза и позволяет получить топологические размеры 0,5—0,6 мкм [6]. При этом анизотропность проявления регулируется мощностью плазменного разряда, а кислородное проявление, проведенное в зоне послесвечения объемного реактора ЭЦР, обеспечивает высокую скорость проявления (200—900 нм/мин) при потенциале смещения $-50 \div -150$ В и давлении $5 \cdot 10^{-2}$ — $6,5 \cdot 10^{-1}$ Па (мощность плазмы 250—380 Вт).

Таким образом, высокочастотное плазменное проявление дает возможность сместить оптический диапазон проекционной литографии до воспроизведения размеров 0,25—0,8 мкм.

Диагностирование плазмохимических процессов

При переходе в субмикронный диапазон актуальным становится диагностирование плазменных процессов как осаждения, так и качественного травления функциональных слоев с точной фиксацией окончания процесса травления [7—9]. Для этого используется целый арсенал различных физических методов.

Нами разработана компьютерная система, которая позволяет вести непосредственно диагностику плазменных процессов (in situ) с использованием эмиссионной, масс-, оже-спектроскопии и лазерной интерферометрии, которые обеспечивают высокую информативность. Во-первых, эмиссионные полосы определенных реагентов или продуктов реакций могут регистрироваться с целью определения момента завершения процесса травления. Так, для травления поликремния с высокой селективностью используют SF_6 , $CF_4 + O_2$, для которых окончание процесса фиксируется по линиям F как реагента с длиной волны 704 нм и CO как продукта реакции с длиной волны

298, 484, 520 нм, а для травления S_3N_4 или $Si_xO_yN_z$ при использовании хладагента-218 ($C_3F_8 + O_2$) фтор как реагент фиксируется на длине волны 704 нм, CN как продукт фиксируется уже на длине 674 нм и N_2 как продукт — на длине 387 нм. Во-вторых, эмиссионные полосы 1106, 1225, 515 cm^{-1} изоконцентрационной примеси кислорода в монокремнии (Ч) отображают качественное плазменное вскрытие контактов.

Изменение давления или мощности в момент окончания процесса травления в зоне послесвечения связано с изменением эмиссионной амплитуды (пика) примеси на длинах волн, характерных для реагентов, которые входят в состав пленки. Эта связь позволяет диагностировать окончание процесса травления.

Особенно высокую наглядность дают масс-спектрограммы, которые эффективно отображают продукты реакций процессов травления. Реагенты и продукты реакций фиксируются количественно и качественно, что позволяет контролировать протекание процесса во времени. Так, при травлении Si_3N_4 в плазме SF_6 на масс-спектрограмме наблюдаются изменения пиков (амплитуд), при отсутствии же травления или осаждения таких изменений не наблюдается (например, продуктов реакции N_2^+ и SiF_3^+).

Высокую информативность плазменных процессов осаждения и травления обеспечивают разработанные диагностические методы с использованием инфракрасной и лазерной интерферометрии, с помощью которых легко прослеживается кинетика роста или травления функциональных слоев БИС.

Данные методы эффективно дополняет оже-спектроскопия. Современные оже-спектрометры 09 ИОС-3 и 09 ИОС 10-005 позволяют анализировать поверхность с высокой чувствительностью и разрешением с точностью 1—3%. Нами этот метод использован для диагностики плазмохимических процессов травления моно- и поликремния, диоксида кремния, нитрида и оксинитрида, фосфоро- и борофосфоросиликатного стекол, силицидов и полицидов, алюминиевых сплавов с использованием хладагента 14 (CF_4), хладагента 218 (C_3F_8) и хладагента 23 (CHF_3), элегаза SF_6 на установках 08 ПХО-100Т-005, -006, -007, -008, GIR 820. Проведенные экспериментальные исследования показывают, что из использованных реагентов максимальную чистоту и селективность травления диоксида кремния обеспечивает хладагент 23 при использовании объемного ЭЦР-реактора установки GIR 820.

Концентрацию электронов в плазме и ее температуру определяют электрофизическим диагностированием при помощи зонда Ленгмюра согласно выражению [9]

$$I_e = 1/4 n_e e [(8kT_e)/(\pi m_e)]^{1/2} A \exp(eU_c / kT_e), \quad (3)$$

где n_e , m_e , e — плотность, масса и заряд электронов;
 k — постоянная Больцмана;
 T_e — температура электронов;
 A — площадь зонда Ленгмюра;
 U_c — напряжение смещения на зонде.

Потенциал плазмы является одним из главных параметров при плазменном травлении, где ускоряющее напряжение влияет как на профиль, так и на селективность травления. Измерения, проведенные при помощи зонда Ленгмюра, показали, что с использованием элегаза SF_6 плотность плазмы составляет 10^{10} — 10^{12} см^{-3} , а потенциал плазмы составляет 5—9 В при мощности 300 Вт и 26—30 В уже при мощности 700 Вт. Кроме плотности ионного тока, на скорость и селективность травления, как видим, влияет энергия ионов. Малая величина потенциала плазмы (5—20 В) обеспечивает низкое дефектообразование — меньше 0,05 см^{-2} .

Энергию ионов можно изменять подачей на подложкодержатель напряжения смещения (0...100 В). При напряжении смещения в пределах –50...–100 В анизотропия достигает значения 1,0, а ионный ток, которым обеспечивается травление, состоит целиком из положительных ионов. При уменьшении потенциала возрастает электронная составляющая, которая уменьшает вертикальную составляющую скорости травления в SF_6 , что связано с увеличением скорости десорбции F на кремниевые пластины.

Таким образом, высокочастотные плазменные процессы осаждения и травления с использованием зоны послесвечения объемных реакторов ЭЦР благодаря отсутствию теплового действия и радиационных повреждений дают возможность в субмикронной технологии БИС реализовать топологические размеры 0,25—0,8 мкм, снизить дефектность функциональных слоев до уровня $\leq 0,05$ см^{-2} и увеличить зарядовую стабильность межфазной границы раздела Si— SiO_2 , которая оценивается нестабильностью порогового напряжения и напряжения плоских зон.

Варьирование давления и мощности плазменного травления позволяет изменять как анизотропность, так и селективность травления, что может успешно использоваться в спейсерной технологии формирования и профилирования контактных окон.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Кузнецов В. И., Солнцев С. А. Моделирование влияния режимов процесса на скорость травления вне зоны плазмы // Физика и химия обработки материалов.— 1992.— № 2.— С. 114—122.
2. Durand A. Distributed electron cyclotron resonance reactor: a viable concept for integrated circuit etching // Microelectronic. Manufacturing and Testing.— 1989.— N 5.— P. 26—28.
3. Новосядлый С. П. Плазмохимические процессы в системной технологии БИС // Вестн. Харьк. ун-та. Сер. Физическая. Ядра, частицы, поля.— 1999.— № 453, вып. 3.— С. 61—68.
4. Новосядлый С. П. Физико-технологические особенности плазмохимических процессов субмикронной системной технологии БИС // Теоретическая электротехника.— 2000.— № 55.— С. 21—27.
5. Новосядлый С. П. Полікремнієва спейсерна технологія формування субмікронних контактів великих інтегральних схем // Труды 2-й Междунар. науч.-практ. конф. “Современные информационные и электронные технологии”.—Одесса.— 2001.— С. 263—264.
6. Новосядлый С. П., Курило И. В. Физико-химические особенности субмикронной оптической литографии БИС // Вестн. НУ “Львовская политехника”. Химия, технология веществ и их применение.— 2000.— № 395.— С. 78—82.
7. Flam D. L. Trends in plasma sources and etching // Solid State Technology.— 1991.— Vol. 34, N 3.— P. 47—50.
8. Новосядлый С., Иванцов Н., Иванцов В. Особенности и модели травления в субмикронной технологии БИС // Вестн. НУ “Львовская политехника”. Компьютерные системы проектирования. Теория и практика.— 2002.— № 444.— С. 48—56.
9. Новосядлый С. П. Технологический САПР на основе тестовых структур // Физика и химия твердого тела.— 2002.— Т. 3, № 2.— С. 148—159.

К. т. н. Г. И. ГАВРИЛЮК, В. В. СЕВАСТЬЯНОВ,
Л. М. БОНДАРЧУК, В. В. ЧЕЧЕЛЬ

Украина, г. Винница, НИИ “Гелий”
E-mail: lctec@svitonline.com

Дата поступления в редакцию
24.09 2002 г.

Оппонент д. т. н. В. С. ОСАДЧУК
(ВГТУ, г. Винница)

СИЛОВАЯ МИКРОСХЕМА ДЛЯ БЛОКОВ УПРАВЛЕНИЯ ГАЗОРАЗРЯДНЫМИ ИСТОЧНИКАМИ СВЕТА

Предложена схема управления высоковольтными инверторами, создана силовая микросхема для энергосберегающей техники, работающей в сложных климатических условиях.

В настоящее время в энергосберегающей технике широко применяются электронные преобразователи, работающие по схеме с высоковольтными инвертора-

ми на базе МОП-транзисторов [1]. Указанная схема включает в себя генератор с частотой до 100 кГц и высоковольтный (600 В) драйвер, который формирует выходные сигналы с паузой до 1,2 мкс, что позволяет гальванически связать транзисторы драйвера с силовыми транзисторами и обеспечить устойчивое функционирование электронного преобразователя.

Существует проблема обеспечения надежности в эксплуатации электронных преобразователей из-за проявления эффекта «защелкивания» выходных тран-

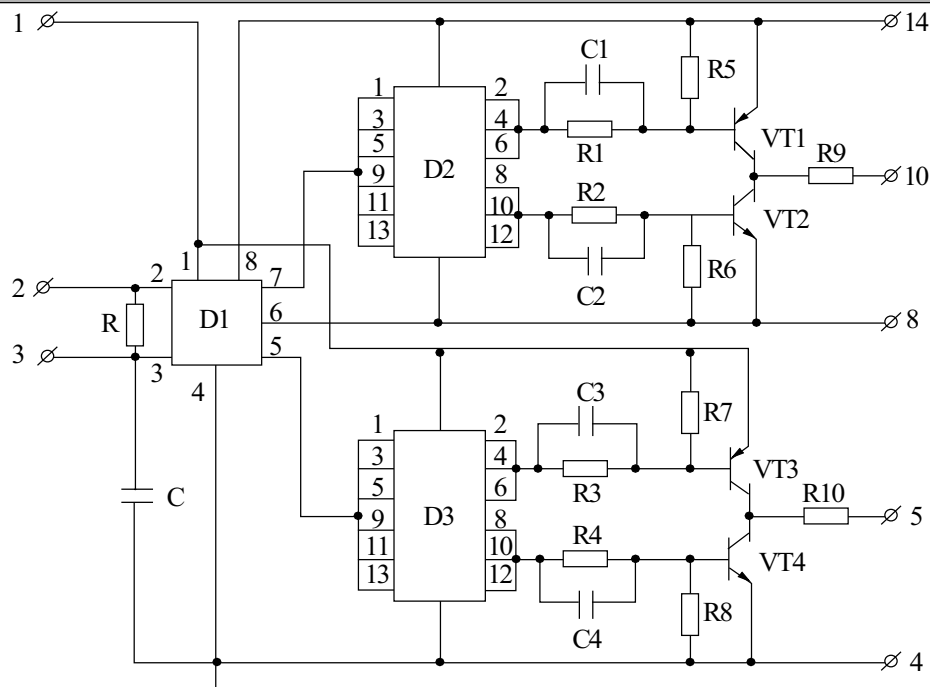


Рис. 1. Схема управления высоковольтными инверторами

зисторов драйвера в силу наличия связи выходного каскада со схемой управления [1, с. 84]. Кроме того, нагрузочная способность схемы управления недостаточно высока ($C_{нагр} < 1000$ пФ).

Предлагается схема управления высоковольтными инверторами (рис. 1), свободная от упомянутых недостатков.

Драйвер D1 выдает 2-фазную периодическую последовательность с частотой следования импульсов до 30 кГц (задаются R, C), которые поступают на КМОП-инверторы D2, D3, где формируются импульсы управления комплементарными парами транзисторов VT1, VT2 и VT3, VT4, каждый из которых представляет собой набор интегральных транзисторов, соединенных по схеме Дарлингтона. Длительность переднего и заднего фронтов не более 30 нс. Ток «удержания» затвора нагрузочного транзистора более 2 А при смещении его потенциала (внешним источником) на 12 В от номинального напряжения. Устранена обратная связь, а $C_{нагр}$ увеличена до 10000 пФ.



Рис. 2. Внешний вид микросхемы без крышки

Исследованиями установлена зависимость тока потребления от тактовой частоты. В рабочем диапазоне 10...30 кГц при температуре 25°C ток потребления не превышает 7 мА. Получена также зависимость тока

«удержания» от повышения температуры окружающей среды до 150°C. Минимальное значение тока «удержания» 1,5 А зафиксировано при температуре окружающей среды 150°C. (Последние исследования проводились для оценки запасов применения схемы в условиях эксплуатации.)

На основании предложенной схемы управления высоковольтными инверторами проведена разработка силовой микросхемы для энергоэкономичных блоков управления газоразрядными источниками света.

Силовая микросхема представляет собой гибридную интегральную схему в корпусе 155-15-2 (см. рис. 2). Тонкопленочные резисторы выполнены сплавом РС 3710, проводники под ними покрыты алюминием для ультразву-

кового присоединения алюминиевой проволоки «кристалл—плата». Контактные площадки для напайки транзисторов, конденсаторов, драйвера в корпусе SOIK, микрорезисторов и внешних выводов предварительно лудятся сплавом ПОС-61. Смонтированная плата микросхемы присоединяется к основанию корпуса эпоксидным клеем. Соединение внешних контактных площадок и выводов корпуса выполняется медными лужеными проводами диаметром не менее 0,2 мм. Герметизация микросхемы выполняется лазерной сваркой.

Резюмируя результаты проведенной работы, можно отметить следующее:

- решена техническая проблема по устранению основных причин отказов электронных преобразователей в эксплуатации;
- на базе предложенной схемы управления высоковольтными инверторами разработана силовая микросхема для энергоэкономичных блоков управления газоразрядными источниками света мощностью до 400 Вт;
- конструкторско-технологическое исполнение силовой микросхемы в виде тонкопленочной гибридной интегральной микросхемы позволит организовать серийный выпуск экономичных и надежных отечественных электронных преобразователей для работы в сложных климатических условиях (морские условия, шахты, бензоколонки).

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Силовые полупроводниковые приборы / Под ред. В. В. Токарева. — Воронеж: Элист, 1995.