

ISSN 1813-8586

# НАНО-И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА

Том 19. № 9. 2017

- Нанотехнологии
- Зондовая микроскопия
- Микромашины и наносистемы
- Молекулярная электроника
- Биоактивные нанотехнологии
- Элементы датчиков и биочипы
- Микроэлектромеханические системы
- Микрооптоэлектромеханические системы
- Биомикроэлектромеханические системы

# NANO- and MICROSYSTEMS TECHNOLOGY

Vol. 19, N. 9, 2017

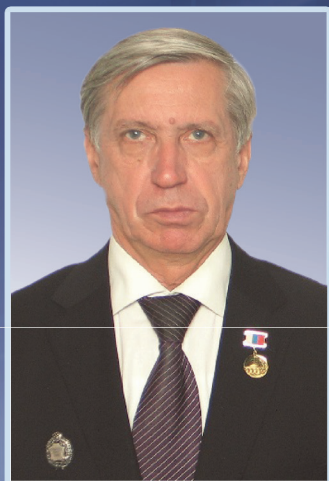
The articles are published  
in Russian and English





ИСВЧПЭ  
РАН

15 лет



## Поздравляем Мальцева Петра Павловича с 70-летием

Научная жизнь научного руководителя Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), заслуженного деятеля науки Российской Федерации, доктора технических наук, профессора Мальцева Петра Павловича тесно переплелась с исследованиями, проводимыми коллективом института.

Мальцев П.П. родился 28 сентября 1947 г., получил высшее техническое образование в Ташкентском электротехническом институте связи (1967–1971 гг.) и закончил аспирантуру Московского электротехнического института связи (1973–1977 гг.).

Работал в 22 Центральном научно-исследовательском институте (1977–1989 гг.), Секции прикладных проблем при Президиуме Российской академии наук (1989–2007 гг.), Технологическом центре (2007–2009 гг.), с 2010 г. директором ИСВЧПЭ РАН, а с 2016 г. научным руководителем этого института.

В 1985–1986 гг. Мальцев П.П. с коллективом Научно-исследовательского института молекулярной электроники разработал комплексно-целевую программу по созданию цифровых интегральных схем на арсениде галлия двойного назначения и участвовал в приемке НИОКР по данной тематике у д.ф.-м.н. В.Г. Мокерова, руководящего отделом в «НИИМЭ и Микрон».

Создание интегральных схем на арсениде галлия и их испытания стали основой докторской диссертации П.П. Мальцева (1994 г.) и получения звания профессора (1996 г.), а затем и получения Премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 1999 г. (в 2000 г.). Вместе с членом-корреспондентом РАН Мокеровым В.Г. Мальцев П.П. разработал комплексно-целевые программы по созданию приборов нанoeлектроники (1995 г.) и разработке микросистемной техники (1998 г.).

Большое внимание П.П. Мальцев уделяет образовательному процессу и в 1999 г. создал кафедру «Микросистемной техники» в МИРЭА, которую возглавлял до 2016 г. За эти годы подготовил пять кандидатов наук. Работает в составе экспертного совета Высшей аттестационной комиссии Российской Федерации (с 1998 г.).

П.П. Мальцев создал журнал «Микросистемная техника» (1999 г.), который с 2005 г. выпускается под названием «Нано- и микросистемная техника», а также журнал «Наноиндустрия» (2007 г.).

У Мальцева П.П. опубликовано более 250 работ, в том числе 8 монографий, около 40 результатов интеллектуальной деятельности.

В 2014 г. П.П. Мальцев награжден знаком «Заслуженный деятель науки Российской Федерации» и в 2015 г. ему присуждена «Премия им. А.А. Расплетина» Российской академии наук за цикл публикаций по созданию СВЧ «систем-на-кристалле» на широкозонных полупроводниках.

**Поздравляем юбиляра с 70-летием и желаем здоровья и дальнейших успехов!**

Директор ИСВЧПЭ РАН, д.т.н., профессор  
С.А. Гамрелидзе

# НАНО- и МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА

Том 19. № 9 ♦ 2017

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЙ ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ И ПРИКЛАДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Журнал включен в международные базы данных на платформе Web of Science: Chemical Abstracts Service (CAS), которая входит в Medline, и Russian Science Citation Index (RSCI).

Журнал индексируется в системе Российского индекса научного цитирования (РИНЦ) и включен в международную базу INSPEC и в перечень научных и научно-технических изданий ВАК России по техническим, физико-математическим и химическим наукам.

Журнал выпускается при научно-методическом руководстве Отделения нанотехнологий и информационных технологий Российской академии наук

Статьи имеют DOI и печатаются в журнале на русском и английском языках

ISSN 1813-8586 DOI: 10.17587/issn1813-8586

Издается с 1999 г.

## Главный редактор

Мальцев П. П., д.т.н., проф.

## Зам. гл. редактора

Лучинин В. В., д.т.н., проф.

Шур М., д.ф.-м.н., проф. (США)

## Редакционный совет:

Агеев О. А., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН

Аристов В. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН

Асеев А. Л., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН

Гапонов С. В., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН

Грибов Б. Г., д.х.н., чл.-кор. РАН

Каляев И. А., д.т.н., проф., акад. РАН

Квардаков В. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН

Климов Д. М., д.т.н., проф., акад. РАН

Ковальчук М. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН

Кульчин Ю. Н., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН

Лабунин В. А., д.ф.-м.н., проф., акад. НАНБ (Беларусь)

Нарайкин О. С., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН

Никитов С. А., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН

Рыжий В. И., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН

Сауров А. Н., д.т.н., проф., акад. РАН

Сигов А. С., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН

Чаплыгин Ю. А., д.т.н., проф., акад. РАН

Шевченко В. Я., д.х.н., проф., акад. РАН

## Редакционная коллегия:

Абрамов И. И., д.ф.-м.н., проф. (Беларусь)

Андреев А., к.ф.-м.н. (Великобритания)

Андреевский Р. А., д.х.н., проф.

Астахов М. В., д.х.н., проф.

Быков В. А., д.т.н., проф.

Викулин В. В., к.х.н., д.т.н., проф.

Горнев Е. С., д.т.н., проф.

Градецкий В. Г., д.т.н., проф.

Кальнов В. А., к.т.н.

Карякин А. А., д.х.н., проф.

Колобов Ю. Р., д.т.н., проф.

Кузин А. Ю., д.т.н., проф.

Леонович Г. И., д.т.н., проф.

Панич А. Е., д.т.н., проф.

Петросянц К. О., д.т.н., проф.

Петрунин В. Ф., д.ф.-м.н., проф.

Пожела К., д.ф.-м.н. (Литва)

Путилов А. В., д.т.н., проф.

Рыжий М. В., к.ф.-м.н., проф. (Япония)

Телец В. А., д.т.н., проф.

Тимошенко С. П., д.т.н., проф.

Тодуа П. А., д.т.н., проф.

Хабибуллин Р. А., к.ф.-м.н.

Шашкин В. И., д.ф.-м.н., проф.

Шептунов С. А., д.т.н., проф.

Шубарев В. А., д.т.н., проф.

## Редакция:

Антонов Б. И. (директор изд-ва)

Лысенко А. В. (отв. секретарь)

Григорин-Рябова Е. В.

Чугунова А. В.

Фокин В. А., к.х.н. (ред. перевода)

## СОДЕРЖАНИЕ

### МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ

Галиев Г. Б., Буряков А. М., Бильк В. Р., Хусяинов Д. И., Мишина Е. Д., Климов Е. А., Клочков А. Н., Пушкарев С. С., Васильевский И. С., Грехов М. М., Трунькин И. Н., Васильев А. Л. Терагерцевое излучение эпитаксиальных низкотемпературных GaAs структур на подложках GaAs (100) и (111)A . . . . . 515

Алешин А. Н. Изучение деформационного поля в слоях метаморфного ступенчатого буфера на основе тройных растворов  $In_xAl_{1-x}As$  методом построения карт обратного пространства . . . . . 526

Павлов А. Ю. Переход от сплавной к несплавной технологии омических контактов при росте диапазона рабочих частот СВЧ МИС на основе нитрида галлия . . . . . 541

### МОДЕЛИРОВАНИЕ И КОНСТРУИРОВАНИЕ МНСТ

Дашков А. В., Шаврук Н. В., Щеглова Т. А., Тарасов Н. С., Мальцев П. П., Хабибуллин Р. А. Апробация способа изготовления контеинеров из антистатического материала для полупроводниковых кристаллов сложной формы на основе 3D-печати . . . . . 551

### ЭЛЕМЕНТЫ МНСТ

Белкин М. Е., Ключник Д. А., Фофанов Д. А. Характеристики электрооптического преобразования современных лазерных излучателей при распределении по оптическому волокну опорных радиосигналов дециметрового диапазона . . . . . 556

Матвеев О. С. Интегрированные антенны для использования в системах на кристалле . . . . . 568

Аннотации и статьи на русском и английском языках доступны на сайте журнала (<http://microsystems.ru>; <http://novtex.ru/nmst/>) в разделе "Архив статей с 1999 г."

### ПОДПИСКА:

по каталогу Роспечати (индекс 79493);  
по каталогу "Пресса России" (индекс 27849)  
в редакции журнала (тел./факс: (499) 269-55-10)

Адрес для переписки:  
107076 Москва,  
Стромынский пер., д. 4  
e-mail: [nmst@novtex.ru](mailto:nmst@novtex.ru)

### Учредитель:

Издательство "Новые технологии"

# NANO- and MICROSYSTEMS TECHNOLOGY

(Title "NANO- I MIKROSISTEMNAYA TEKHNIKA")

ISSN 1813-8586 DOI: 10.17587/issn1813-8586

Vol. 19

No. 9

2017

Maltsev P. P., Dr. Sci. (Tech.), Prof. — **CHIEF EDITOR**  
Luchinin V. V., Dr. Sci. (Tech.), Prof.

**DEPUTY CHIEF EDITOR**

Shur M. S., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. (USA) —  
**DEPUTY CHIEF EDITOR**

**Editorial council:**

Ageev O. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Aristov V. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Aseev A. L., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Acad. RAS  
Chaplygin Ju. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad. RAS  
Gaponov S. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Gribov B. G., Dr. Sci. (Chem.), Cor.-Mem. RAS  
Kaljaev I. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad. RAS  
Klimov D. M., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad. RAS  
Kovalchuk M. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Kvardakov V. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Kuljchin Yu. N., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Acad. RAS  
Labunov V. A., (Belorussia), Sci. (Phys.-Math.), Acad. NASB  
Narajkin O. S., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Nikitov S. A., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Ryzhii V. I., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS  
Saurov A. N., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad. RAS  
Shevchenko V. Ya., Dr. Sci. (Chem.), Prof., Acad. RAS  
Sigov A. S., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Acad. RAS

**Editorial board:**

Abramov I. I. (Belorussia), Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof.  
Andreev A. (UK), Cand. Sci. (Phys.-Math.), Prof.  
Andrievskii R. A., Dr. Sci. (Chem.), Prof.  
Astahov M. V., Dr. Sci. (Chem.), Prof.  
Bykov V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Gornev E. S., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Gradetskiy V. G., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Kalnov V. A., Cand. Sci. (Tech.)  
Karjakin A. A., Dr. Sci. (Chem.), Prof.  
Khabibullin R. A., Cand. Sci. (Phys.-Math.)  
Kolobov Ju. R., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Kuzin A. U., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Leonovich G. I., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Panich A. E., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Petrosjants C. O., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Petrunin V. F., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof.  
Pozhela K. (Lithuania), Dr. Sci. (Phys.-Math.)  
Putilov A. V., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Ryzhii M. V., (Japan), PhD (Phys.), Prof.  
Shubarev V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Shashkin V. I., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof.  
Sheptunov S. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Telets V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Timoshenkov S. P., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Todua P. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.  
Vikulin V. V., Cand. Chem. Sci., Dr. Sci. (Tech.), Prof.

**Editorial staff:**

Antonov B. I. (Director Publ.)  
Lysenko A. V. (Executive secretary)  
Chugunova A. V.  
Grigorin-Ryabova E. V.  
Fokin V. A., Cand. Sci. (Chem.)  
Shchetinkin D. A. (site)

The Journal is included in the international databases of the chemical sciences — Chemical Abstracts Service (CAS) and of the engineering sciences — INSPEC, and it is also indexed in the Russian Science Citation Index (RSCI) based on the Web of Science platform. The Journal is included in the Russian System of Science Citation Index and the List of Journals of the Higher Attestation Commission of Russia. Its articles have DOI and are printed in the Journal in Russian and English languages. The Journal is published under the scientific-methodical guidance of the Branch of Nanotechnologies and Information Technologies of the Russian Academy of Sciences.

## CONTENTS

### SCIENCE OF MATERIALS AND TECHNOLOGICAL BASICS OF MNST

- Galiev G. B., Buriakov A. M., Bilyk V. R., Khusyainov D. I., Mishina E. D., Klimov E. A., Klochkov A. N., Pushkarev S. S., Vasil'evskii I. S., Grekhov M. M., Trunkin I. N., Vasiliev A. L.** Terahertz Radiation from the Epitaxial Low-Temperature-Grown Structures on GaAs (100) and (111)A Substrates . . . . . 522
- Aleshin A. N.** Study of the Strain Field in the Metamorphic Step-Graded Buffer Layers Based on  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  Ternary Solutions by Reciprocal Space Mapping . . . . . 535
- Pavlov A. Yu.** Transition from Alloyed to Non-Alloyed Ohmic Contact Fabrication Technology and Widening the Range of Gallium Nitride Based Microwave MIC Working Frequencies . . . . . 547

### MODELLING AND DESIGNING OF MNST

- Dashkov A. V., Shchavruk N. V., Shcheglova T. A., Tarasov N. S., Maltsev P. P., Khabibullin R. A.** Approximation of 3D Printing Containers for Semiconductor Dice of Complex Shapes from Antistatic Material . . . . . 554

### MICRO- AND NANOSYSTEM TECHNIQUE ELEMENTS

- Belkin M. E., Klyushnik D. A., Fofanov D. A.** Characteristics of the Electric-to-Optical Converter for Modern Laser Emitters During Transmission of UHF-Band Reference Radio Signals the Optical Fiber . . . . . 563
- Matveenko O. S.** Integrated Antennas for Application in the Systems on a Chip . . . . . 572

<b>Our:</b>	<b>To subscribe, please contact with:</b>
<b>Web:</b> <a href="http://www.microsystems.ru/eng">www.microsystems.ru/eng</a> ;	<b>JSC "MK-Periodica":</b>
<b>e-mail:</b> <a href="mailto:nmst@novtex.ru">nmst@novtex.ru</a>	<b>Tel:</b> +7 (495) 672-7012
	<b>Fax:</b> +7 (495) 306-3757
	<b>E-mail:</b> <a href="mailto:import@periodicals.ru">import@periodicals.ru</a>

# МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ SCIENCE OF MATERIALS AND TECHNOLOGICAL BASICS OF MNST

УДК 539.25:548.4+535.215.4:621.373.54

DOI: 10.17587/nmst.19.515-526

Г. Б. Галиев<sup>1</sup>, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., А. М. Буряков<sup>2</sup>, аспирант, В. Р. Бильк<sup>2</sup>, аспирант, Д. И. Хусяинов<sup>2</sup>, студент, Е. Д. Мишина<sup>2</sup>, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., Е. А. Климов<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., А. Н. Ключков<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., С. С. Пушкарёв<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., e-mail: serp456207@gmail.com, И. С. Васильевский<sup>3</sup>, канд. физ.-мат. наук, доц., М. М. Грехов<sup>3</sup>, канд. физ.-мат. наук, нач. отдела, И. Н. Трунькин<sup>4</sup>, инж.-исследователь, А. Л. Васильев<sup>4</sup>, канд. физ.-мат. наук, нач. лаб.

<sup>1</sup> Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук, Москва, Россия

<sup>2</sup> Московский технологический университет, Москва, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва, Россия

<sup>4</sup> Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт", Москва, Россия

## ТЕРАГЕРЦЕВОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ GaAs СТРУКТУР НА ПОДЛОЖКАХ GaAs (100) И (111)A

Поступила в редакцию 28.11.2016

*Предложены и методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены структуры на основе LT-GaAs слоев, содержащие легирующие эквидистантные  $\delta$ -слои Si. Для роста использовались подложки GaAs с кристаллографической ориентацией (100) и (111)A. Методом терагерцевой спектроскопии исследована эффективность генерации и детектирования терагерцевого (ТГц) излучения структурами, на поверхности которых были изготовлены микрополосковые фотопроводящие антенны. Генерация ТГц излучения происходила при облучении зазора антенны фемтосекундными оптическими лазерными импульсами. Показано, что амплитуда ТГц излучения от фотопроводящей антенны на LT-GaAs/GaAs (111)A в 2,0 раз больше, чем от такой же антенны на LT-GaAs/GaAs (100). Большую эффективность генерации ТГц излучения следует приписать особенностям кристаллической структуры пленок LT-GaAs, выращенных на подложках GaAs (111)A: поликристалличности пленки LT-GaAs и преимущественному встраиванию примесных атомов Si в узлы As, а не Ga, вследствие чего они играют роль акцепторов, а не доноров.*

**Ключевые слова:** амфотерная примесь, кристаллографическая ориентация подложки (111)A, микрополосковая антенна, молекулярно-лучевая эпитаксия, низкотемпературный GaAs, преципитаты мышьяка, терагерцевое излучение, фотопроводящая терагерцевая антенна

### Введение

Терагерцевая спектроскопия с временным разрешением — актуальный и активно развивающийся в настоящее время метод диагностики различных материалов и биологических объектов с помощью малоинтенсивного электромагнитного излучения терагерцевого диапазона частот (100 ГГц ... 3 ТГц). Для генерации и детектирования терагерцевого излучения в этом методе используются фотопроводящие антенны (ФП антенны) на основе специфических полупроводниковых материалов. К таким материалам относятся бездефектные монокристаллические пленки GaAs [1] и пленки GaAs, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии при пониженной температуре подложки (low-temperature GaAs, LT-GaAs) [2].

Пониженная температура роста приводит к тому, что реиспарение мышьяка с поверхности растущей пленки подавлено, и она захватывает до 1,5 % избыточных атомов мышьяка (в то время как в стехиометрическом соединении GaAs атомов Ga и As ровно по 50 %) [3–5]. Вследствие этого пленка LT-GaAs обладает высокой концентрацией антиструктурных дефектов  $As_{Ga}$  (атом As в узле атома Ga) порядка  $10^{20} \text{ см}^{-3}$  [6]. В заряженном состоянии  $As_{Ga}^+$  эти дефекты действуют как ловушки для электронов и тем самым обеспечивают крайне малое время жизни фотовозбужденных электронов (менее пикосекунды) [7].

Для увеличения концентрации заряженных дефектов  $As_{Ga}^+$  материал LT-GaAs легируют акцепторной примесью (как правило, бериллием) [7]. В ра-

ботах [8, 9] показано, что структуры LT-GaAs:Ве могут быть использованы в оптоэлектронных устройствах терагерцевого диапазона частот, причем такие устройства имеют лучшие параметры по сравнению с устройствами на базе нелегированного LT-GaAs. Однако из-за высокой токсичности Ве его использование при молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в последнее время снижается и мало распространено в промышленном производстве, поскольку требует дополнительных мер безопасности. Кроме того, наличие в установке МЛЭ источника Ве приводит к повышению фоновой примеси *p*-типа, что отрицательно сказывается на качестве в последующем выращиваемых в ней гетероструктур *n*-типа.

Хорошо известно, что кремний проявляет ярко выраженные амфотерные свойства как легирующая примесь в эпитаксиальных пленках GaAs, выращенных на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (111)А при стандартных температурах роста (500...600 °С). В этом случае, меняя соотношение потоков мышьяка и галлия  $\gamma$ , на подложке GaAs (111)А можно вырастить легированные кремнием слои GaAs как с *n*-, так и с *p*-типом проводимости [10, 11]. Однако легирующие свойства Si в пленках LT-GaAs, выращенных на подложке GaAs (111)А, пока не исследовались.

В данной работе исследуется генерация и детектирование терагерцевого излучения фотопроводящими антеннами на легированных атомами Si пленках LT-GaAs, эпитаксиально выращенных на подложках GaAs как со стандартной кристаллографической ориентацией (100), так и с ориентацией (111)А. Цель работы — установить, на какой подложке эпитаксиальная пленка LT-GaAs обладает лучшими качествами как материал для фотопроводящей терагерцевой антенны. При этом имеется в виду, что на качества пленки LT-GaAs влияет не только возможное проявление амфотерности атомов Si, но и особенности кристаллической структуры, приобретаемые пленкой LT-GaAs при росте на разных подложках. Кроме того, свойства исследуемых ФП антенн сравниваются со свойствами традиционно применяемого для тех же целей нелинейного кристалла ZnTe.

### Образцы и методика ТГц эксперимента

Исследуемые в данной работе образцы одинакового слоевого дизайна были выращены на полужолирующих подложках GaAs (100) и (111)А методом МЛЭ. Образец на подложке GaAs (100) обозначается в дальнейшем LT-GaAs/GaAs (100) (номер ростового процесса 975-3.3), а образец на подложке GaAs (111)А — LT-GaAs/GaAs (111)А (номер ростового процесса 978-6.3). Дизайн образцов представлен на рис. 1. Образцы состоят из двух слоев: слоя *i*-GaAs толщиной 0,2 мкм, выращенно-

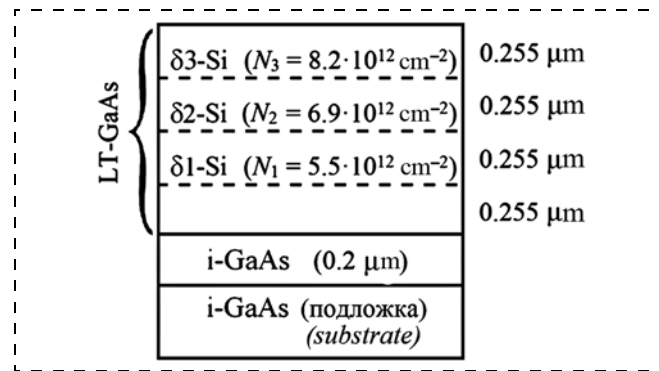


Рис. 1. Дизайн структур

Fig. 1. Design of the samples

го при температуре 560 °С, и слоя LT-GaAs толщиной 1 мкм, выращенного при температуре 230 °С. Слой LT-GaAs содержит три  $\delta$ -слоя кремния, расположенные на расстоянии 0,255 мкм друг от друга. Концентрация  $N$  атомов Si в каждом из  $\delta$ -слоев указана на рис. 1. Отношение потоков  $As_4$  и Ga во время роста составляло  $\sim 20$ . После роста образцы были подвергнуты отжигу в камере роста установки МЛЭ в потоке  $As_4$  при температуре 590 °С в течение 1 ч.

Для исследования динамики фотовозбужденных носителей заряда проводили измерения интенсивности отраженного луча зондирования как функции времени задержки между возбуждающим и зондирующим импульсами (методика "накачки — зондирования"). В качестве источника оптической накачки использовали твердотельный лазер на кристалле сапфира, легированного ионами титана, с длиной волны 800 нм (энергия фотона 1,55 эВ), длительностью импульса 100 фс и частотой следования импульсов 80 МГц. Плотность средней мощности накачки составляла  $1,104 \cdot 10^3$  Вт/см<sup>2</sup>, зондирования —  $0,111 \cdot 10^3$  Вт/см<sup>2</sup>.

На поверхности выращенных образцов методом фотолитографии были изготовлены микрополосковые фотопроводящие антенны. Они представляют собой омические контакты Ti/Au (50/800 нм) в виде двух параллельных полосок шириной 100 мкм и с расстоянием между ними 200 мкм.

Оптическое излучение накачки фокусировалось в пятно диаметром  $\sim 12$  мкм между электродами ФП антенны. Для достижения оптимальных условий генерации ТГц излучения пятно луча накачки было сдвинуто к анодному электроду ФП антенны, поскольку электрическое поле между двумя далеко отстоящими металлическими линейными электродами сильно неоднородно и концентрируется возле анода [12, 13]. При генерации ТГц излучения ФП антеннами к их контактам прикладывалось напряжение смещения, тем самым создавалось внешнее электрическое поле в зазоре между контактами, которое ускоряло фотовозбужденные носители

заряда. Напряжение смещения варьировалось в диапазоне 0...60 В.

В качестве детектора использовали нелинейный кристалл ZnTe. В схеме с нелинейно-оптическим кристаллом ZnTe принцип детектирования ТГц излучения основан на методе электрооптического стробирования широкого терагерцевого импульса короткими фемтосекундными импульсами [14, 15]. Принцип работы основан на взаимодействии терагерцевого и оптического излучений в нелинейной среде за счет модуляции фазы оптического излучения терагерцевой волной. Сканирование фазы терагерцевой волны осуществляется с помощью временной линии задержки.

### Кристаллическая структура образцов

Как видно из данных просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) на рис. 2 и как показано с помощью электронной дифракции, образец LT-GaAs/GaAs (100) является монокристаллическим. Кроме того, в образце LT-GaAs/GaAs (100) отчетливо видны плоскости с повышенной концентрацией преципитатов As, которые соответствуют  $\delta$ -Si слоям.

Более детальное исследование отдельных участков образца LT-GaAs/GaAs (100) с помощью просвечивающей электронной микроскопии позволило численно охарактеризовать распределение преципитатов As. На рис. 2, b эти данные представлены в удобном для визуального восприятия графическом виде. Как видно, распределение преципитатов As по глубине (показано сплошной линией на рис. 2, b) четко соответствует расположению  $\delta$ -Si слоев: плоскости  $\delta$ -Si слоев служат плоскостями аккумуляции преципитатов As. Неодинаковым оказывается и средний диаметр преципитатов As, образовавшихся на разной толщине слоя LT-GaAs (показан штриховой линией на рис. 2, b). Наибольшим средним диаметром обладают преципитаты в самой нижней области LT-GaAs, а по мере роста LT-GaAs слоя диаметр преципитатов в среднем уменьшается (за исключением самой верхней области). Такое изменение среднего размера преципитатов может быть связано с тем, что во время формирования  $\delta$ -Si слоев уже происходит отжиг за счет радиационного нагрева от горячего кремниевого молекулярного источника (в нашем случае  $T_{Si} = 1120^\circ\text{C}$ ). Время формирования  $\delta$ -Si слоев было достаточно большим — 2 мин, 2 мин 30 с и 3 мин для  $\delta 1$ -,  $\delta 2$ - и  $\delta 3$ -слоев соответственно. Таким образом,

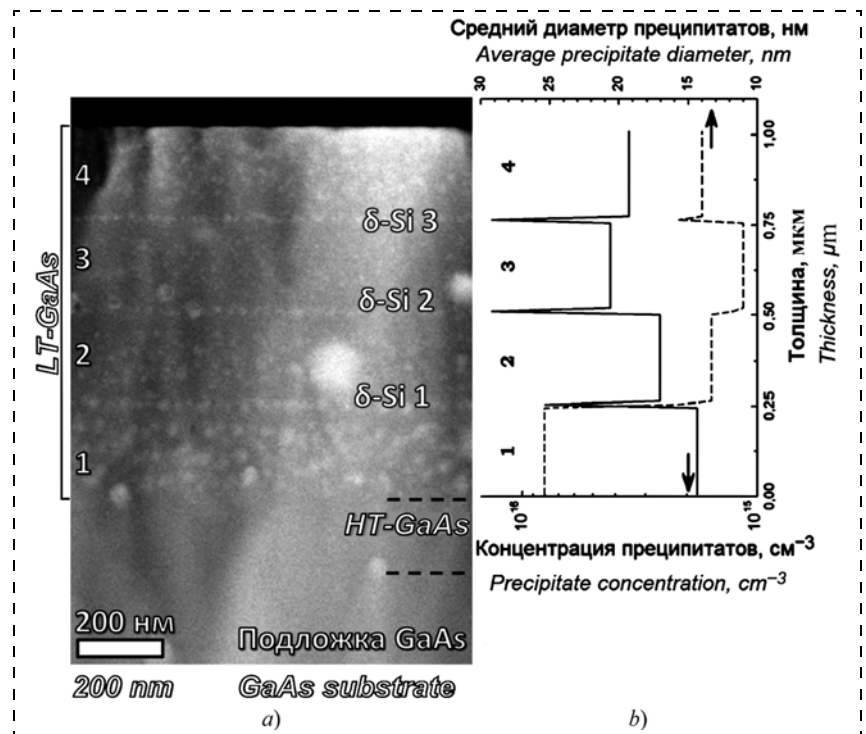


Рис. 2. Темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца LT-GaAs/GaAs (100) (a) и пространственное распределение преципитатов мышьяка в нем (b)

Fig. 2. Dark-field high-angle STEM image of LT-GaAs/GaAs (100) sample (a) and a spatial distribution of the arsenic precipitates in it (b)

чем ниже расположена область LT-GaAs, тем более длительный отжиг она испытывает уже в процессе роста, в результате чего преципитаты As объединяются в более крупные, а их число уменьшается. О возможности дополнительного отжига от нагретых молекулярных источников сообщается в работе [5].

Как видно из рис. 3 и как показано с помощью дифракции электронов, образец LT-GaAs/GaAs

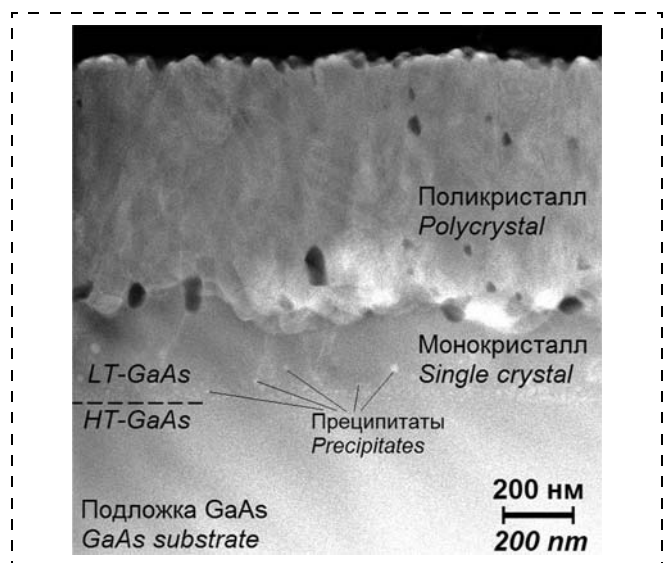


Рис. 3. Темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца LT-GaAs/GaAs (111)A

Fig. 3. Dark-field high-angle STEM image of LT-GaAs/GaAs (111)A sample

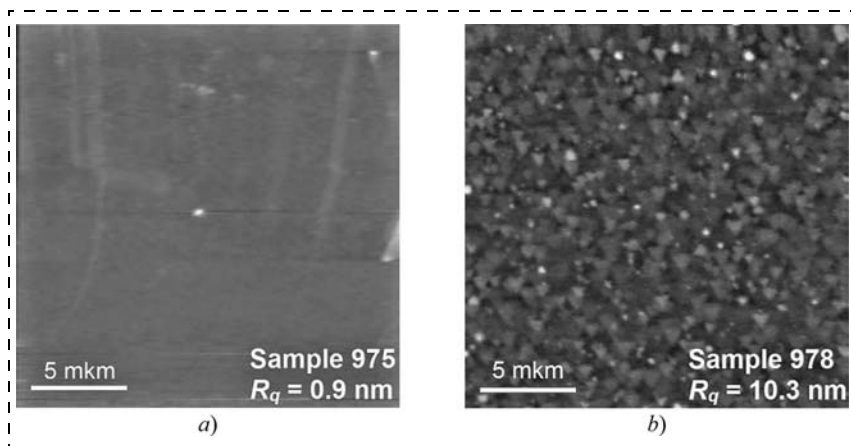


Рис. 4. АСМ-изображения поверхности образцов LT-GaAs/GaAs (100) (a) и LT-GaAs/GaAs (111)A (b)

Fig. 4. AFM images of the samples LT-GaAs/GaAs (100) (a) and LT-GaAs/GaAs (111)A (b)

(111)A имеет монокристаллическую нижнюю часть LT-GaAs слоя толщиной  $\sim 200$  нм, выше которой LT-GaAs-слой становится поликристаллическим. В монокристаллической области LT-GaAs вблизи границы с нижним высокотемпературным буфером наблюдается скопление преципитатов мышьяка с концентрацией  $\sim 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Поликристаллическая область состоит из вертикальных расширяющихся кверху кристаллитов, средняя ширина которых в верхней части составляет 70 нм, а средняя высота — 250 нм. Кристаллиты разориентированы в широком диапазоне углов: в частности, на некоторых электронограммах одновременно зафиксированы рефлексы от плоскостей (111) и (100), т. е. угол разориентации в данном случае принимает значение  $\sim 55^\circ$ .

Как видно из рис. 4, поверхность образца LT-GaAs/GaAs (100) гладкая, ее среднеквадратичная шероховатость составляет 0,9 нм. Поверхность образца LT-GaAs/GaAs (111)A имеет зерни-

стый рельеф с характерным размером зерен 100...150 нм, ее среднеквадратичная шероховатость составляет 10,3 нм. Эти данные согласуются с монокристаллическостью образца LT-GaAs/GaAs (100) и поликристаллическостью верхней части образца LT-GaAs/GaAs (111)A.

На рис. 5 приведены кривые дифракционного отражения (КДО) исследуемых образцов. На КДО неотожженного образца LT-GaAs/GaAs (100), кроме пика подложки, соответствующего стандартному параметру решетки GaAs 5,653 Å, появляется интенсивный пик при  $2\theta = 65,966^\circ$ , соответствующий кристаллической структуре LT-GaAs с

увеличенным параметром решетки 5,662 Å. Этот пик полностью исчезает после отжига, что свидетельствует о потере кристаллической решетки LT-GaAs избыточных атомов мышьяка, которые выделяются в преципитаты, наблюдаемые на рис. 2, a. КДО образца LT-GaAs/GaAs (111)A не содержит никаких дополнительных пиков, кроме пика от подложки, и практически не изменяется после отжига. Эти данные становятся понятны, если учесть поликристаллический характер образца LT-GaAs/GaAs (111)A, и могут свидетельствовать о том, что в данном случае при эпитаксиальном росте на подложках GaAs (111)A обогащение кристаллической решетки избыточными атомами As происходит в меньшей степени, чем на подложках GaAs (100).

Электрофизические данные удалось измерить только на неотожженных образцах, поскольку после отжига образцов их удельное сопротивление возрастает на несколько порядков. Носители

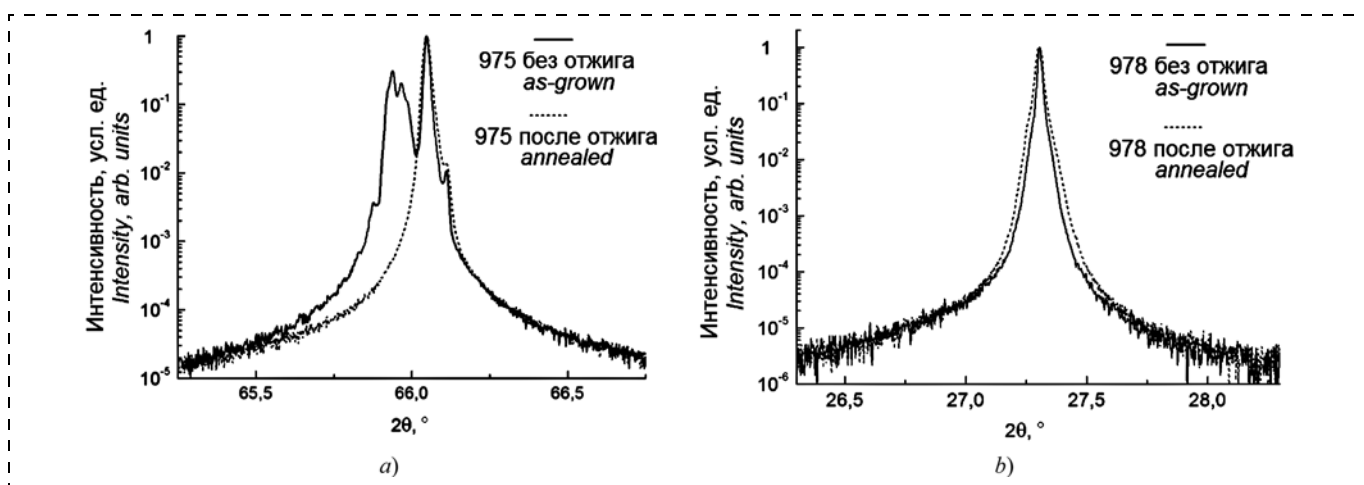
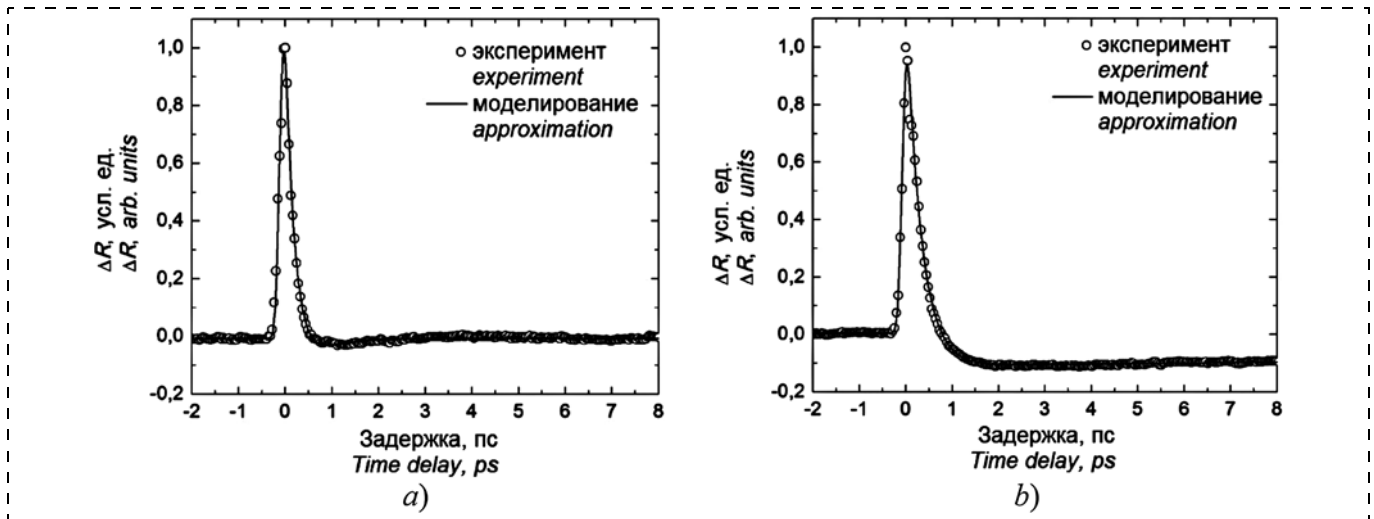


Рис. 5. КДО образца LT-GaAs/GaAs (100), отражение от плоскостей (400) (a) и образца LT-GaAs/GaAs (111)A, отражение от плоскостей (111) (b)

Fig. 5.  $\theta/2\theta$ -CDR of LT-GaAs/GaAs (100) sample, reflection from planes (400) (a) and LT-GaAs/GaAs (111)A sample, reflection from planes (111) (b)





**Рис. 6.** Временная зависимость изменения коэффициента отражения, измеренная оптической методикой "накачки — зондирования": *a* — для образца LT-GaAs/GaAs (100); *b* — для образца LT-GaAs/GaAs (111)A

*Fig. 6.* Time dependence of the change of the reflection coefficient, measured by the optical method of "pumping-probing": *a* — for LT-GaAs/GaAs (100); *b* — for LT-GaAs/GaAs (111)A sample

заряда в образце LT-GaAs/GaAs (100) — электроны, их подвижность  $\mu_e = 10 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ , концентрация  $n_e = 1,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , удельное сопротивление  $3550 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ . Носители заряда в образце LT-GaAs/GaAs (111)A — дырки, их подвижность  $\mu_p = 90 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ , концентрация  $n_p = 1,3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , удельное сопротивление  $530 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ . Таким образом, можно предположить, что в пленке LT-GaAs (111)A атомы Si встраиваются в узлы As, а не Ga, и становятся акцепторами, а не донорами электронов. Можно предположить, что вследствие этого электроны переходят с уровней дефектов  $\text{As}_{\text{Ga}}$  на акцепторные уровни, вследствие чего увеличивается концентрация активных дефектов  $\text{As}_{\text{Ga}}^+$ .

### Время жизни фотовозбужденных носителей заряда

Поскольку генерация терагерцевых импульсов возможна при взаимодействии фемтосекундных оптических импульсов с фотопроводящими полупроводниковыми пленками, обладающими малым временем жизни фотовозбужденных носителей заряда (ФНЗ) [12], представляется интересным оценить влияние ориентации подложки на время жизни ФНЗ в пленках LT-GaAs. Для этого было проведено исследование динамики ФНЗ с помощью методики оптической "накачки — зондирования" [16].

На рис. 6 изображены характерные зависимости изменения коэффициента отражения  $\Delta R$  от времени для пленок LT-GaAs, выращенных на подложках с различной ориентацией. Видно, что возбуждение электронной подсистемы полупроводника фотонами с энергией  $1,55 \text{ эВ}$  приводит к резкому изменению коэффициента отражения света с той же энергией фотонов. Изменение происходит на времени порядка длительности импульса. Далее фотоиндуцированный сигнал релаксирует экспо-

нentially. Для получения количественного описания наблюдаемой релаксации была проведена аппроксимация экспериментальных данных на основе подхода, разработанного ранее для описания аналогичных процессов в полупроводниках [17]:

$$\frac{\Delta R}{R}(t) = \frac{A}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_1^2} - \frac{t}{\tau_1}\right)} \left[ \text{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_1}\right) + 1 \right] + \frac{B}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_2^2} - \frac{t}{\tau_2}\right)} \left[ \text{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_2}\right) + 1 \right], \quad (1)$$

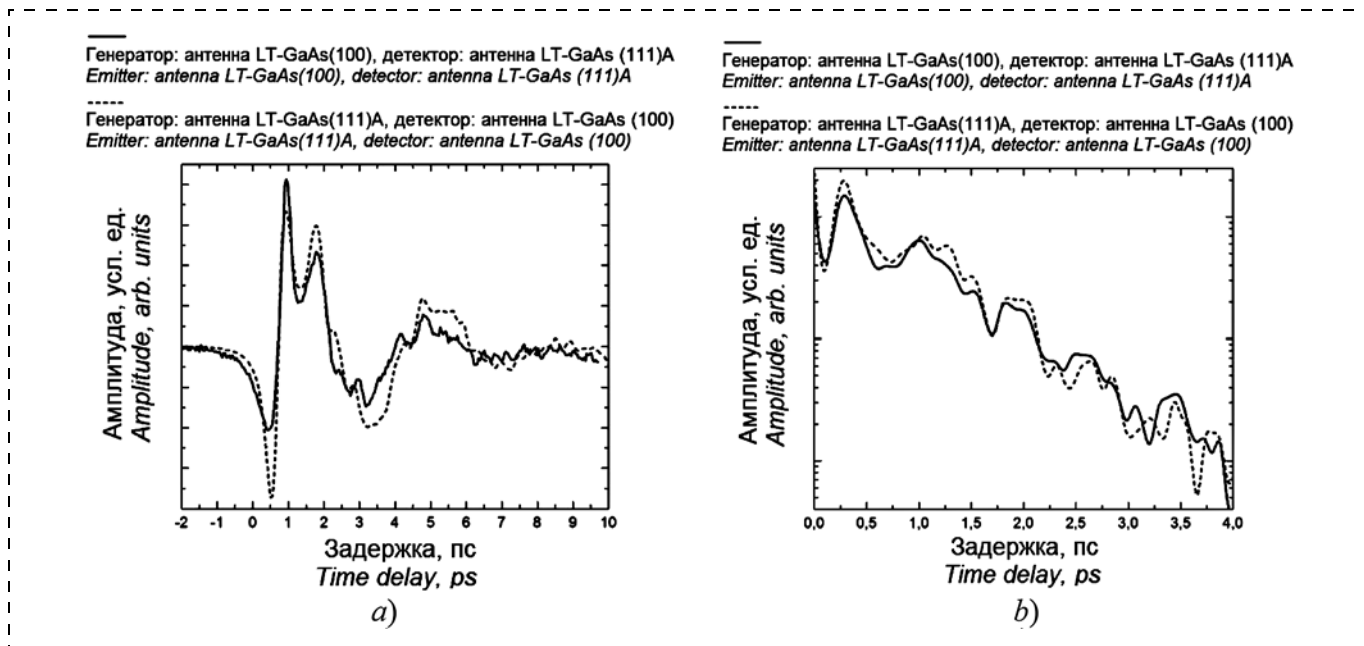
где  $\tau_1$  — среднее время жизни основных ФНЗ;  $\tau_2$  — среднее время жизни неосновных ФНЗ;  $w$  — длительность импульса лазера;  $A, B$  — амплитуды. Время жизни ФНЗ для обоих образцов представлены в табл. 1. Видно, что характерное время жизни  $\tau_1$  для обоих образцов примерно одинаково, а время жизни  $\tau_2$  для образца LT-GaAs/GaAs (111)A оказалось в 120 раз больше, чем для образца LT-GaAs/GaAs (100). На основании этого можно сделать вывод о том, что изменение ориентации кристаллографической плоскости подложки имеет существенное

Таблица 1

Table 1

**Измеренное время жизни основных ( $\tau_1$ ) и неосновных ( $\tau_2$ ) фотовозбужденных носителей заряда**  
*Measured lifetime of the basic ( $\tau_1$ ) and nonbasic ( $\tau_2$ ) photoexcited charge carriers*

Образец Sample	$\tau_1$ , ps	$\tau_2$ , ps
LT-GaAs/GaAs (100)	0,2	0,5
LT-GaAs/GaAs (111)A	0,3	60



**Рис. 7. Генерация и детектирование ТГц излучения в различных парах антенн:** а — временная зависимость ТГц излучения; б — частотный спектр ТГц излучения

*Fig. 7. Generation and detection of THz radiation in various pairs of antennas: a — time dependence of THz radiation; b — frequency spectrum of THz radiation*

влияние на время жизни неосновных ФНЗ, в то время как время жизни основных ФНЗ при этом почти не изменяется.

### Генерация и детектирование ТГц излучения

В результате анализа спектров ТГц сигналов, излучаемых ФП антеннами и кристаллом ZnTe, получены численные характеристики спектров, ко-

торые приведены в табл. 2 (спектры подробно анализируются в работе [18]). Полоса излучения определялась как диапазон частот, в котором излучается 50 % интегральной интенсивности, при этом интенсивность на граничных частотах  $(f_{1/2})_{\min}$  и  $(f_{1/2})_{\max}$  приблизительно одинакова.

Кроме того, был поставлен эксперимент, в котором генератором ТГц излучения являлась одна

Таблица 2

Table 2

**Характеристики излучения нелинейного кристалла ZnTe, пленок и ФП антенн, к которым приложено напряжение 60 В, в диапазоне частот 0...5 ТГц [18]**

*Characteristics of radiation of ZnTe nonlinear crystal, films and PC antennas, to which voltage of 60 V was applied, in the range of frequencies of 0...5 THz [18]*

Параметр спектра излучения <i>Parameter of the spectrum of radiation</i>	ZnTe	Пленка LT-GaAs <i>LT-GaAs Film</i>		ФП антенна на LT-GaAs <i>PC antenna on LT-GaAs</i>	
		Подложка GaAs (100) <i>Substrate GaAs (100)</i>	Подложка GaAs (111)A <i>Substrate GaAs (111)A</i>	Подложка GaAs (100) <i>Substrate GaAs (100)</i>	Подложка GaAs (111)A <i>Substrate GaAs (111)A</i>
$(f_{1/2})_{\min}$ , ТГц* $(f_{1/2})_{\min}$ , THz*	1,00	~0,5**	0,60	0,42	0,28
$(f_{1/2})_{\max}$ , ТГц* $(f_{1/2})_{\max}$ , THz*	2,37	~3,5**	2,17	1,97	1,58
Ширина полосы излучения, ТГц <i>Radiation band, THz</i>	1,37	~3,0**	1,57	1,55	1,30
Нормированная интегральная амплитуда ТГц излучения <i>Normalized integral amplitude of THz radiation</i>	1	~0,014**	0,050	2,30	4,52

\* Погрешность определения частоты составляет  $\pm 0,04$  ТГц.  
 \* *The frequency determination error is  $\pm 0.04$  THz.*  
 \*\* Величины указаны оценочно, так как малая интенсивность сигнала затрудняла анализ его спектра.  
 \*\* *The values are presented as estimates, because the low signal amplitude complicated analysis of its spectrum.*

из антенн, а детектором — вторая. Полученные результаты представлены на рис. 7. Видно, что у пары антенн LT-GaAs/GaAs (111)A → LT-GaAs/GaAs (100) эффективность преобразования оптической накачки в колебания газа свободных электронов выше, чем у пары антенн LT-GaAs/GaAs (100) → LT-GaAs/GaAs (111)A, стрелка обозначает направление ТГц излучения. Интегральная амплитуда ТГц излучения, излучаемого и детектируемого в первой паре антенн, в ~1,2 раза больше, чем во второй паре антенн, при этом форма спектра ТГц излучения качественно не изменяется при использовании разных пар антенн.

## Заключение

В данной работе показано, что изменение ориентации кристаллографической плоскости подложки имеет существенное влияние на время жизни неосновных фотовозбужденных носителей заряда, в то время как время жизни основных фотовозбужденных носителей заряда при этом почти не изменяется.

Также показано, что пленки LT-GaAs на подложках GaAs (100) и (111)A генерируют ТГц излучение в диапазоне до 3 ТГц при облучении их фемтосекундными импульсами лазера с длиной волны 800 нм и длительностью 100 фс. Амплитуда ТГц излучения от пленки LT-GaAs на подложке GaAs (111)A в 3,4 раза больше, чем от пленки LT-GaAs на сингулярной подложке GaAs (100). Амплитуда ТГц излучения от ФП антенны в виде двух параллельных полосок Ti/Au шириной 100 мкм и с расстоянием между ними 200 мкм, изготовленных на поверхности этих пленок, при приложении напряжения 60 В к контактам антенны на два порядка превосходит амплитуду ТГц излучения от соответствующих пленок без антенн. Амплитуда ТГц излучения от ФП антенны на LT-GaAs/GaAs (111)A в 2,0 раз больше, чем от такой же ФП антенны на LT-GaAs/GaAs (100).

Лучшие свойства ФП антенн на пленках LT-GaAs на подложках (111)A по сравнению с пленками LT-GaAs на подложках (100) следует приписать особенностям кристаллической структуры пленок LT-GaAs, образующимся при использовании подложки GaAs (111)A. Эти особенности следующие: поликристалличность пленки LT-GaAs и образование примесными атомами Si акцепторных, а не донорных энергетических уровней обусловлены тем, что атомы Si встраиваются преимущественно в узлы As, а не Ga.

*Работа проведена при поддержке гранта № 14.Z50.31.0034 и Российского Фонда Фундаментальных исследований (гранты № 17-32-80057, № 16-29-03294 офу\_м).*

## Список литературы

1. Venkatesh M., Rao K. S., Abhilash T. S., Tewari S. P., Chaudhary A. K. Optical characterization of GaAs photoconductive antennas for efficient generation and detection of Terahertz radiation. *Optical Materials*. 2014. Vol. 36. P. 596–601.
2. Галиев Г. Б., Климов Е. А., Лаврухин Д. В., Ячменев А. Э., Галиев Р. Р., Пономарев Д. С., Хабибуллин Р. А., Федоров Ю. В., Бугаев А. С. Разработка и исследование фотопроводящих антенн на основе полупроводников группы АЗВ5, выращенных при пониженных температурах эпитаксиального роста // *Нано- и микросистемная техника*. 2014. № 6. С. 28–29.
3. Liliental-Weber Z., Swider W., Yu K. M., Kortright J., Smith F. W., Calawa A. R. Breakdown of crystallinity in low-temperature-grown GaAs layers // *Appl. Phys. Lett.* 1991. Vol. 58, is. 19. P. 2153–2155.
4. Liliental-Weber Z., Cheng H. J., Gupta S., Whitaker J., Nichols K., Smith F. W. Structure and carrier lifetime in LT-GaAs // *J. of Electronic Materials*. 1993. Vol. 22, is. 12. P. 1465–1469.
5. Missous M. Stoichiometric low temperature (SLT) GaAs and AlGaAs grown by molecular beam epitaxy. *Microelectronics Journal*. 1996. Vol. 27, Is. 4–5. P. 393–409.
6. Grandier B., Chen H., Feenstra R. M., McInturff D. T., Juodawlkis P. W., Ralph S. E. Scanning tunneling microscopy and spectroscopy of arsenic antisites in low temperature grown InGaAs // *Appl. Phys. Lett.* 1999. Vol. 74, Is. 10. P. 1439–1441.
7. Siegner U., Fluck R., Zhang G., Keller U. Ultrafast high-intensity nonlinear absorption dynamics in low temperature grown gallium arsenide // *Appl. Phys. Lett.* 1996. Vol. 69, Is. 17. P. 2566–2568.
8. Coutaz J.-L., Roux J.-F., Gaarder A., Marcinkevicius S., Jasinski J., Korona K., Kaminska M., Bertulis K., Krotkus A. Be-doped low-temperature grown GaAs for ultrafast optoelectronic devices and applications. XI International Semiconducting and Insulating Material Conference (Canberra, Australia, 3–7 July 2000). 2000. P. 89–96.
9. Specht P., Jeong S., Sohn H., Luysberg M., Prasad A., Gebauer J., Krause-Rehberg R., Weber E. R. Defect control in As-rich GaAs // *Materials Science Forum*. 1997. Vol. 258–263. P. 951–956.
10. Галиев Г. Б., Мокеров В. Г., Сарайкин В. В., Слепнев Ю. В., Шагмуратов Г. И., Имамов Р. М., Пашаев Е. М. Исследование структурного совершенства, распределения и перераспределения кремния в эпитаксиальных пленках GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках с ориентациями (100), (111)A, (111)B // *ЖТФ*. 2001. Т. 71. Вып. 4. С. 47–52.
11. Galiev G. B., Kaminskii V., Milovzorov D., Velihovskii L., Mokerov V. Molecular beam epitaxy growth of a planar p–n junction on a (111)A GaAs substrate, using the amphoteric property of silicon dopant // *Semicond. Sci. Technol.* 2002. Vol. 17, Is. 2. P. 120–123.
12. Uhd Jepsen P., Jacobsen R. H., Keiding S. R. Generation and detection of terahertz pulses from biased semiconductor antennas // *J. Opt. Soc. Am. B*. 1996. Vol. 13, Is. 11. P. 2424–2436.
13. Tani M., Matsuura S., Sakai K., Nakashima S.-I. Emission characteristics of photoconductive antennas based on low-temperature-grown GaAs and semi-insulating GaAs // *Applied Optics*. 1997. Vol. 36, Is. 30. P. 7853–7859.
14. Kovalev S. P., Kitaeva G. Kh. Two alternative approaches to electro-optical detection of terahertz pulses // *JETP Lett.* 2011. Vol. 94, Is. 2. P. 91–96.
15. Winnewisser C., Jepsen P. Uhd, Schall M., Schyja V., Helm H. Electro-optic detection of THz radiation in LiTaO<sub>3</sub>, LiNbO<sub>3</sub> and ZnTe // *Appl. Phys. Lett.* 1997. Vol. 70, Is. 23. P. 3069–3071.

16. **Shah J.** Ultrafast Spectroscopy of Semiconductors and Semiconductor Nanostructures. Springer Berlin Heidelberg, 2013, 522 p.

17. **Kimel A., Bentivegna F., Gridnev V. N., Pavlov V. V., Pisarev R. V., Rasing Th.** Room-temperature ultrafast carrier and spin dynamics in GaAs probed by the photoinduced magneto-optical Kerr effect // Phys. Rev. B. 2001. Vol. 63. P. 1–8.

18. **Галиев Г. В., Пушкарев С. С., Буряков А. М., Билык В. Р., Мишина Е. Д., Климов Е. А., Васильевский И. С., Мальцев П. П.** Генерация и детектирование терагерцевого излучения в низкотемпературных эпитаксиальных пленках GaAs на подложках GaAs с ориентациями (100) и (111)A // Физика и техника полупроводников. 2017. Т. 51. Вып. 4. С. 529–534.

**G. B. Galiev**<sup>1</sup>, Head of Laboratory, **A. M. Buriakov**<sup>2</sup>, Postgraduate, **V. R. Bilyk**<sup>2</sup>, Postgraduate, **D. I. Khusyainov**<sup>2</sup>, Student, **E. D. Mishina**<sup>2</sup>, Head of Laboratory, **E. A. Klimov**<sup>1</sup>, Senior Researcher, **A. N. Klochkov**<sup>1</sup>, Senior Researcher, **S. S. Pushkarev**<sup>1</sup>, Senior Researcher, serp456207@gmail.com, **I. S. Vasil'evskii**<sup>3</sup>, Associate Professor, **M. M. Grekhov**<sup>3</sup>, Head of Department, **I. N. Trunkin**<sup>4</sup>, Researcher Engineer, **A. L. Vasiliev**<sup>4</sup>, Head of Laboratory

<sup>1</sup> Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russian Federation

<sup>2</sup> Moscow Technological University, 119454 Moscow, Russian Federation

<sup>3</sup> National Research Nuclear University "MEPhI", 115409 Moscow, Russian Federation

<sup>4</sup> National Research Centre "Kurchatov Institute", Moscow, 123182, Russian Federation

*Corresponding author:*

**Pushkarev Sergey S.**, Ph. D., Senior Researcher, Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, Moscow, 117105, Russian Federation, serp456207@gmail.com

## Terahertz Radiation from the Epitaxial Low-Temperature-Grown Structures on GaAs (100) and (111)A Substrates

Received on November 28, 2016

Accepted on December 14, 2016

*The efficiency of terahertz radiation generation of in the bandwidth up to 3 THz by photoconductive strip-line antennas on low-temperature-grown GaAs was investigated by means of time-domain terahertz spectroscopy. LT-GaAs films were grown by molecular beam epitaxy on substrates GaAs with orientation (100) and (111)A and contained equidistant Si  $\delta$ -layers. Generation and detection of THz-radiation realized when LT-GaAs film or photoconductive antenna gap was illuminated by 100 fs laser pulses with the wavelength of 800 nm. The amplitude of THz-radiation from LT-GaAs/GaAs (111)A-based antenna was shown to be 2.0 times larger than one from LT-GaAs/GaAs (100)-based antenna. This may be explain by the features of LT-GaAs/GaAs (111)A film crystal structure: this film is polycrystalline, and doping Si atoms in this film mainly insert in Ga-sites, resulting in p-type conductivity.*

**Keywords:** amphoteric impurity; (111)A oriented substrate; molecular-beam epitaxy; strip-line photoconductive antenna; low-temperature grown GaAs; arsenic precipitates; terahertz waves, THz-radiation; photoconductive terahertz antenna

*For citation:*

**Galiev G. B., Buriakov A. M., Bilyk V. R., Khusyainov D. I., Mishina E. D., Klimov E. A., Klochkov A. N., Pushkarev S. S., Vasil'evskii I. S., Grekhov M. M., Trunkin I. N., Vasiliev A. L.** Terahertz Radiation from the Epitaxial Low-Temperature-Grown Structures on GaAs (100) and (111)A Substrates, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 515–526.

DOI: 10.17587/nmst.19.515-526

### Introduction

THz time domain spectroscopy is a topical and developing method for diagnostics of materials and biological objects by means of a low-intensity electromagnetic radiation of the THz radiation range (100 GHz ... 3 THz), for generation and detection of THz radiation within the method of specific semiconductor materials. Among such materials are faultless single crystal GaAs films [1] and GaAs films, grown by molecular-beam epitaxy at a lowered temperature (low-temperature GaAs, LT-GaAs) [2].

Lower temperature of growth leads to the fact that re-evaporation of arsenic from the surface of a growing film is suppressed, and it grasps up to 1.5 % of the excess arsenic atoms (in a stoichiometric compound of GaAs the atoms of Ga and As make 50 %) [3–5]. Due to this LT-GaAs film possesses a high concentration of the antisite defects  $\text{As}_{\text{Ga}}$  (As atom in the Ga lattice site) to an order of  $10^{20} \text{ cm}^{-3}$  [6]. In a ionized condition ( $\text{As}_{\text{Ga}}^+$ ) those defects operate as traps for the electrons and provide a very brief lifetime for the photoexcited electrons (less than a picosecond) [7].

In order to increase the concentration of the ionized antisites  $\text{As}_{\text{Ga}}^+$  LT-GaAs are doped with an acceptor impurity (by beryllium, as a rule) [7]. LT-GaAs:Be structures can be used in the optoelectronic devices of THz radiation range of frequencies, at that, such devices have better parameters in comparison with the devices based on undoped LT-GaAs [8, 9]. However, because of high toxicity of Be its use in the molecular-beam epitaxy (MBE) decreases and it is not widely used in the industrial productions, because it demands additional safety measures. Besides, presence of a Be source in MBE installation leads to an increase of the background impurity of  $p$ -type, which affects negatively the quality of the subsequent heterostructures of  $n$ -type grown in it.

It is well-known that silicon demonstrates strongly pronounced amphoteric properties as a doping impurity in the epitaxial GaAs films grown on GaAs substrates with a crystallographic orientation (111)A at the standard temperatures of growth (500...600 °C). In this case, by changing the correlation of the flows of arsenic and gallium on a GaAs (111)A substrate it is possible to grow GaAs layers doped with silicon with both  $n$ - and  $p$ -type of conductivities [10, 11]. However, the doping properties of Si in LT-GaAs films grown on GaAs (111)A substrate have not been investigated yet.

This work presents studies of the generation and detection of THz radiation by the photoconductive (PC) antennas on Si-doped LT-GaAs films, epitaxially grown on GaAs substrates of both crystallographic orientation (100) and (111)A orientation. The aim of the work is to establish, on which substrate the LT-GaAs film possesses better qualities for the photoconductive THz antennas. At that, it should be taken into account, that the qualities of LT-GaAs film are influenced not only by a possible appearance of an amphoteric character of Si atoms, but also by the specific features of the crystal structure acquired by LT-GaAs films growing on different substrates. Besides, the properties of the investigated PC antennas are compared with the properties of the nonlinear ZnTe crystal traditionally applied for the same purposes.

### Samples and technique of THz experiment

The investigated samples of identical layer designs were grown by MBE on the semi-insulating GaAs (100) and (111)A substrates. The sample on GaAs (100) substrate was marked as LT-GaAs/GaAs (100) (the number of the growth process — 975-3.3), and the sample on GaAs (111)A substrate — LT-GaAs/GaAs (111)A (the number of the process — 978-6.3). The design of the samples is presented in fig.1. The samples consist of two layers: 0.2  $\mu\text{m}$  thick  $i$ -GaAs layer grown at 560 °C, and 1  $\mu\text{m}$  thick LT-GaAs layer grown at 230 °C. The LT-GaAs layer contains three  $\delta$ -layers of silicon, locat-

ed at a distance of 0.255  $\mu\text{m}$  from each other. The concentration of Si atoms in each of  $\delta$ -layers is presented in fig. 1. The  $\text{As}_4$  and Ga flow ratio during the growth was  $\sim 20$ . After the growth the samples were annealed in the growth chamber in the flow of  $\text{As}_4$  at 590 °C during 1 h.

For research of the photoexcited charge carriers dynamics the intensity of the reflected probing beam as a function of time delay between the exciting and the probing pulses ("pumping-probing" technique) was measured. As a source of optical pumping a solid-state laser on a sapphire crystal doped with titanium ions with the wavelength of 800 nm (energy of a photon of 1.55 eV), duration of a pulse of 100 fs and repetition frequency of 80 MHz. The density of the average pumping power was  $1.104 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ , of probing —  $0.111 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ .

The microstrip PC antennas were made by the photolithography on the surface of the samples. The antennas consist of the ohmic contacts of Ti/Au (50/800 nm) in the form of two parallel strips with width of 100  $\mu\text{m}$  and with the distance between them of 200  $\mu\text{m}$ .

The optical pumping radiation was focused in a spot with diameter of  $\sim 12 \mu\text{m}$  between the electrodes of a PC antenna. For achievement of the optimum conditions for generation of THz radiation the spot of the pumping beam was shifted to the positive electrode of the PC antenna, because the electric field between the two metal linear electrodes situated far from each other was very heterogeneous and concentrated near the positive electrode [12, 13]. During generation of THz radiation by PC antennas a bias voltage was applied to their contacts, and thus an external electric field was created in the gap between the contacts, which accelerated the photoexcited charge carriers. The bias voltage varied within the range of 0...60 V.

As the detector, a nonlinear ZnTe crystal was used. In the circuit with a nonlinear optical ZnTe crystal the principle of detection of THz radiation was used based on the method of electro-optical strobing of a wide THz radiation pulse by brief femtosecond pulses [14, 15]. The operating principle was based on interaction of THz radiation and optical radiation in the nonlinear environment due to modulation of the phase of the optical radiation by a THz wave. Phase scanning of the THz wave was carried out by means of a time delay line.

### Crystal structure of the samples

As it is apparent from the data of the scanning transmission electron microscopy (STEM) in fig. 2, and as it was demonstrated by means of the electron diffraction, the sample of LT-GaAs/GaAs (100) was a single crystal. Besides, in the sample of LT-GaAs/GaAs (100) the planes are clearly visible with a higher concentration of the As precipitates, which correspond to  $\delta$ -Si layers.

A more detailed research of separate areas of LT-GaAs/GaAs (100) sample by means of the transmission electron microscopy allowed us to estimate the As precipitates distribution. These data are shown on Fig. 2, *b* in a graphic form, convenient for visual perception. Apparently, the distribution of the As precipitates in depth (shown by a continuous line) corresponds precisely to the arrangement of  $\delta$ -Si layers: the planes of  $\delta$ -Si layers serve as the accumulation planes for the As precipitates. The average diameter of the As precipitates formed on different thicknesses of LT-GaAs layer is also uneven (shown by a stroke line). The greatest average diameter is typical for the precipitates in the lowermost area of LT-GaAs, and in the process of growth of LT-GaAs layer the average diameter of the precipitates decreases (except for the uppermost area). Such a change of the average size of the precipitates can be connected with the fact that during formation of  $\delta$ -Si layers the annealing occurs already due to the radiation heating from a hot silicon molecular source (in our case  $T_{Si} = 1120$  °C). The formation time of  $\delta$ -Si layers is long enough — 2 min., 2 min. 30 s and 3 min. for  $\delta 1$ -,  $\delta 2$ - and  $\delta 3$ -layers, accordingly. Thus, the lower is the location of LT-GaAs area, the longer is the annealing in the growth process, as a result of which the As precipitates are integrated in bigger ones, while their number diminishes. A possibility of additional annealing from the heated molecular sources is presented in [5].

As it is apparent from fig. 3 and as it was demonstrated by means of electron diffraction, the LT-GaAs/GaAs (111)A sample has a single-crystal bottom part of LT-GaAs layer with thickness of  $\sim 200$  nm, above which LT-GaAs layer becomes polycrystalline. In the single-crystal LT-GaAs area, near the border with the bottom high-temperature buffer, an accumulation of the precipitates of arsenic with concentration of  $\sim 2 \cdot 10^{16}$  cm $^{-3}$  is observed. The polycrystalline area consists of the vertical top-broadened crystallites with an average top width of 70 nm and an average height of 250 nm. The crystallites are misoriented in a wide range of angles: in particular, some electron diffraction patterns simultaneously recorded reflexes from planes (111) and (100), i.e. in this case, the misorientation angle accepts the value of  $\sim 55^\circ$ .

As one can see from fig. 4, the surface of sample LT-GaAs/GaAs (100) is smooth, its root-mean-square roughness is 0.9 nm. The surface of sample LT-GaAs/GaAs (111)A has a granular morphology with the typical grain size of 100–150 nm, its root-mean-square roughness is 10.3 nm. These data agree with the single-crystalline structure of LT-GaAs/GaAs (100) sample and the polycrystalline structure of the top part of LT-GaAs/GaAs (111)A sample.

Fig. 5 presents the curves of the diffraction reflection (CDR) of the investigated samples. On CDR of as-grown sample LT-GaAs/GaAs (100), besides the peak

of the substrate corresponding to the standard parameter of lattice of GaAs 5.653 Å, an intensive peak appears at  $2\theta = 65.966^\circ$ , corresponding to the crystal structure of LT-GaAs with an increased lattice parameter of 5.662 Å. This peak disappears completely after the annealing, which testifies to the fact that the crystal lattice of LT-GaAs loses the superfluous atoms of arsenic, which are allocated into the precipitates, observed in fig. 2, *a*. CDR of LT-GaAs/GaAs (111) sample does not contain additional peaks, besides the peak from the substrate, and it practically does not change after annealing. These data become clear, if we consider the polycrystalline character of LT-GaAs/GaAs (111)A sample, and they can testify to the fact that in this case at an epitaxial growth on substrates of GaAs (111)A an enrichment of the crystal lattice by the excess As atoms occurs to a lesser degree, than on GaAs (100) substrates.

It was possible to measure the electrophysical parameters only on the unannealed samples, because after annealing of the samples their specific resistance increases by several orders. In LT-GaAs/GaAs (100) sample the charge carriers are the electrons, their mobility is equal to  $\mu_e = 10$  cm $^2$ /(V·s), concentration  $n_e = 1.8 \times 10^{14}$  cm $^{-3}$ , and specific resistance — 3550  $\Omega \cdot$ cm. In LT-GaAs/GaAs (111)A sample the charge carriers are the holes, their mobility is equal to  $\mu_p = 90$  cm $^2$ /(V·s), concentration  $n_p = 1.3 \times 10^{14}$  cm $^{-3}$ , specific resistance — 530  $\Omega \cdot$ cm. Thus, it is possible to assume, that in LT-GaAs (111)A film the atoms of Si are embedded into the sites of As, instead of Ga, and become acceptors, instead of donors of the electrons. It is possible to assume, that due to this the electrons pass from the levels of As<sub>Ga</sub> defects to the acceptor levels, owing to which the concentration of the active As<sub>Ga</sub><sup>+</sup> defects increases.

### Lifetime of the photorexcited charge carriers

Since generation of THz pulses is possible during interaction of the femtosecond optical pulses with the photoconductive semiconductor films possessing short lifetime of the photoexcited charge carriers (PCC) [12], it would be interesting to evaluate the influence of orientation of a substrate on the lifetime of (PCC) in LT-GaAs films. For this purpose a research was carried out of the dynamics of PCC by means of the optical "pumping — probing" method [16].

Fig. 6 presents characteristic dependences of the change of the reflection coefficient  $\Delta R$  on time for LT-GaAs films grown on substrates with various orientations. It is visible, that excitation of the electron subsystem of a semiconductor by the photons with energy of 1.55 eV leads to a sharp change of the light reflection coefficient with the same energy of the photons. A change occurs roughly in the time of duration of a

pulse. Then, the photoinduced signal relaxes exponentially. For obtaining of a quantity description of the observable relaxation an approximation was done of the experimental data on the basis of the approach developed earlier for description of the similar processes in semiconductors [17]:

$$\frac{\Delta R}{R}(t) = \frac{A}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_1^2} - \frac{t}{\tau_1}\right)} \left[ \operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_1}\right) + 1 \right] + \frac{B}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_2^2} - \frac{t}{\tau_2}\right)} \left[ \operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_2}\right) + 1 \right], \quad (1)$$

where  $\tau_1$  — average lifetime of the basic PCC,  $\tau_2$  — average lifetime of nonbasic PCC,  $w$  — duration of a laser pulse,  $A$ ,  $B$  — amplitudes. The lifetimes of PCC for both samples are presented in table 1. It is visible that the typical lifetime  $\tau_1$  for both samples is roughly the same, while the lifetime  $\tau_2$  for LT-GaAs/GaAs (111)A sample turns out to be 120 longer, than for LT-GaAs/GaAs (100) sample. On the basis of this it is possible to draw a conclusion that a change of orientation of the crystallographic substrate plane has an essential influence on the lifetime of the nonbasic PCC, while the lifetime of the basic PCC almost does not change.

### Generation and detection of THz radiation

As a result of the analysis of the spectra of the THz signals radiated by PC antennas and crystal ZnTe, the numerical characteristics of the spectra were obtained, which are presented in table 2 (the spectra are analyzed in detail in [18]). The radiation strip was defined as a range of the frequencies, in which 50 % of the integral intensity were radiated, at that, the intensity on the boundary frequencies  $(f_{1/2})_{\min}$  and  $(f_{1/2})_{\max}$  was approximately identical.

Besides an experiment was carried out, in which the THz radiation generator was one of the antennas, and its detector was the second one. The received results are presented in fig. 7. It is visible, that the pair of antennas LT-GaAs/GaAs (111)A  $\rightarrow$  LT-GaAs/GaAs (100) has the efficiency of transformation of the optical pumping into fluctuations of gas of the free electrons higher, than that of the pair of antennas LT-GaAs/GaAs (100)  $\rightarrow$  LT-GaAs/GaAs (111)A, the arrow designates the direction of THz-radiation. The integral amplitude of the THz radiation, radiated and detected in the first pair of antennas, is  $\sim 1.2$  times more than in the second pair of antennas, at that, the form of the spectrum of THz radiation qualitatively does not change in case of the use of different pairs of antennas.

### Conclusion

The given work demonstrates that a change of the substrate orientation has an essential influence on the lifetime of the nonbasic photoexcited charge carriers, while the lifetime of the basic photoexcited charge carriers almost does not change.

It is also demonstrated that LT-GaAs films on substrates of GaAs (100) and (111)A substrates generate THz radiation in the range up to 3 THz during their irradiation by 100 fs laser pulses with the wavelength of 800 nm. The amplitude of THz radiation from LT-GaAs film on a substrate of GaAs (111)A is 3.4 times more than from LT-GaAs film on a singular substrate of GaAs (100). The amplitude of THz radiation from PC antennas in the form of two parallel strips of Ti/Au with the width of 100  $\mu\text{m}$  and distance of 200  $\mu\text{m}$  between them, made on the surface of these films, due to application of voltage of 60 V to the antenna contacts surpasses the amplitude of THz radiation from the corresponding films without antennas by two orders. The amplitude of THz radiation from PC antennas on LT-GaAs/GaAs (111)A is 2.0 times more than from same PC antennas on LT-GaAs/GaAs (100).

The best properties of PC antennas on LT-GaAs films on (111)A substrates in comparison with LT-GaAs films on (100) substrates should be attributed to the features of the crystal structure of LT-GaAs films formed due to the use of GaAs (111)A substrate. These features are the following: polycrystalline character of LT-GaAs films and formation by the doping Si atoms the acceptor energy levels, because Si atoms are embedded mainly in As sites instead of Ga ones.

*The work was done with support of grant № 14.Z50.31.0034 and the Russian Fund of Basic Researches (grants № 17-32-80057, № 16-29-03294 ofi\_m).*

### References

1. Venkatesh M., Rao K. S., Abhilash T. S., Tewari S. P., Chaudhary A. K. Optical characterization of GaAs photoconductive antennas for efficient generation and detection of Terahertz radiation. *Optical Materials*, 2014, vol. 36, pp. 596–601.
2. Galiev G. B., Klimov E. A., Lavrukhin D. V., Yachmenev A. E., Galiev R. R., Ponomarev D. S., Khabibullin R. A., Fedorov Yu. V., Bugaev A. S. Razrabotka i issledovanie fotoprovodjashhih antenn na osnove poluprovodnikov gruppy A3B5, vyrashennyh pri ponizhennyh temperaturah jepitaksial'nogo rosta (Fabrication and investigation of the photoconductive antennas based on A<sup>3</sup>B<sup>5</sup> semiconductors grown by MBE with the low-temperature regime). *Nano- i mikrosistemnaya tehnika*, 2014, no. 6, pp. 28–29 (in Russian).
3. Liliental-Weber Z., Swider W., Yu K. M., Kortright J., Smith F. W., Calawa A. R. Breakdown of crystallinity in low-temperature-grown GaAs layers. *Appl. Phys. Lett.*, 1991, vol. 58, is. 19, pp. 2153–2155.
4. Liliental-Weber Z., Cheng H. J., Gupta S., Whitaker J., Nichols K., Smith F. W. Structure and carrier lifetime in LT-GaAs. *Journ. of Electronic Materials*, 1993, vol. 22, is. 12, pp. 1465–1469.

5. **Missous M.** Stoichiometric low temperature (SLT) GaAs and AlGaAs grown by molecular beam epitaxy. *Microelectronics Journal*, 1996, vol. 27, is. 4–5, pp. 393–409.
6. **Grandidier B., Chen H., Feenstra R. M., McInturff D. T., Juodawlkis P. W., Ralph S. E.** Scanning tunneling microscopy and spectroscopy of arsenic antisites in low temperature grown InGaAs. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, vol. 74, is. 10, pp. 1439–1441.
7. **Siegner U., Fluck R., Zhang G., Keller U.** Ultrafast high-intensity nonlinear absorption dynamics in low temperature grown gallium arsenide. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, vol. 69, is. 17, pp. 2566–2568.
8. **Coutaz J.-L., Roux J.-F., Gaarder A., Marcinkevicius S., Jasinski J., Korona K., Kaminska M., Bertulis K., Krotkus A.** Be-doped low-temperature grown GaAs for ultrafast optoelectronic devices and applications. *XI International Semiconducting and Insulating Material Conference* (Canberra, Australia, 3–7 July 2000), pp. 89–96.
9. **Specht P., Jeong S., Sohn H., Luysberg M., Prasad A., Gebauer J., Krause-Rehberg R., Weber E. R.** Defect control in As-rich GaAs. *Materials Science Forum*, 1997, vol. 258–263, pp. 951–956.
10. **Galiev G. B., Mokerov V. G., Saraikin V. V., Slepnev Yu. V., Shagimuratov G. I., Imamov R. M., Pashaev E. M.** Study of the structural perfection and distribution/redistribution of silicon in epitaxial GaAs films grown by molecular beam epitaxy on (100), (111)A, and (111)B substrates. *Technical Physics*, 2001, vol. 46, no. 4, pp. 47–52 (in Russian).
11. **Galiev G. B., Kaminskii V., Milovzorov D., Velihovskii L., Mokerov V.** Molecular beam epitaxy growth of a planar p–n junction on a (111)A GaAs substrate, using the amphoteric property of silicon dopant. *Semicond. Sci. Technol.*, 2002, vol. 17, is. 2, pp. 120–123.
12. **Jepsen P. Uhd, Jacobsen R. H., Keiding S. R.** Generation and detection of terahertz pulses from biased semiconductor antennas. *J. Opt. Soc. Am. B*, 1996, vol. 13, is. 11, pp. 2424–2436.
13. **Tani M., Matsuura S., Sakai K., Nakashima S.** Emission characteristics of photoconductive antennas based on low-temperature-grown GaAs and semi-insulating GaAs. *Applied Optics*, 1997, vol. 36, is. 30, pp. 7853–7859.
14. **Kovalev S. P., Kitaeva G. Kh.** Two alternative approaches to electro-optical detection of terahertz pulses. *JETP Lett.*, 2011, vol. 94, is. 2, pp. 91–96.
15. **Winnewisser C., Jepsen P. Uhd, Schall M., Schyja V., Helm H.** Electro-optic detection of THz radiation in LiTaO<sub>3</sub>, LiNbO<sub>3</sub> and ZnTe. *Appl. Phys. Lett.*, 1997, vol. 70, is. 23, pp. 3069–3071.
16. **Shah J.** *Ultrafast Spectroscopy of Semiconductors and Semiconductor Nanostructures*. Springer Berlin Heidelberg, 2013, 522 p.
17. **Kimel A., Bentivegna F., Gridnev V. N., Pavlov V. V., Pisarev R. V., Rasing Th.** Room-temperature ultrafast carrier and spin dynamics in GaAs probed by the photoinduced magneto-optical Kerr effect. *Phys. Rev. B*, 2001, vol. 63, pp. 1–8.
18. **Galiev G. B., Pushkarev S. S., Buriakov A. M., Bilyk V. R., Mishina E. D., Klimov E. A., Vasil'evskii I. S., Maltsev P. P.** Generation and detection of terahertz radiation by low-temperature-grown epitaxial films GaAs on (100) and (111)A oriented GaAs substrates. *Semiconductors*, 2017, vol. 51, is. 4, pp. 529–534 (in Russian).

УДК 538.911, 538.975

DOI: 10.17587/nmst.19.526-541

**А. Н. Алёшин**, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., e-mail: a.n.aleshin@mail.ru  
Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), г. Москва

## ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОЛЯ В СЛОЯХ МЕТАМОРФНОГО СТУПЕНЧАТОГО БУФЕРА НА ОСНОВЕ ТРОЙНЫХ РАСТВОРОВ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ МЕТОДОМ ПОСТРОЕНИЯ КАРТ ОБРАТНОГО ПРОСТРАНСТВА

Поступила в редакцию 17.11.2016

Методом построения карт обратного пространства и на основе линейной теории упругости получено пространственное распределение остаточных упругих деформаций в слоях метаморфного ступенчатого буфера, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии на основе тройных растворов  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  на подложке (001) GaAs. Показано, что с учетом поправки на эффект деформационного упрочнения пространственное распределение упругих деформаций в слоях ступенчатого метаморфного буфера подчиняется тому же феноменологическому закону, который описывает процесс структурной релаксации в однослойных гетероструктурах.

**Ключевые слова:** гетероструктура, ступенчатый буфер, трехосевая дифрактометрия, обратное пространство, деформационное поле

### Введение

Используемые в приборах сверхвысокочастотной (СВЧ) полупроводниковой электроники (например, в транзисторах с высокой подвижностью электронов — *high electron mobility transistors*, HEMTs) гетероструктуры (например, гетероструктуры AlInAs/AlGaAs/AlInAs) выращиваются, как правило, на монокристаллических подложках GaAs с

ориентацией (001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Поскольку параметр решетки активных слоев транзистора (квантовой ямы) превышает параметр решетки подложки GaAs, HEMT содержит в качестве демпфирующего элемента метаморфный буфер (ММ-буфер).

ММ-буфер представляет собой переходную область с пространственным изменением периода ре-



шетки, что в случае названных выше гетероструктур достигается путем изменения содержания индия. Дизайн ММ-буфера, т. е. характер изменения содержания индия в пространстве, может быть различным: он может быть ступенчатым [1–3] или линейным [2, 3]. При выращивании ММ-буфера одновременно с эпитаксиальным ростом происходит процесс структурной релаксации, который сопровождается генерацией дислокаций несоответствия и распространением прорастающих дислокаций (представляющих собой дислокационные петли, замкнутые на дислокации несоответствия [4]) в верхние слои НЕМТ вплоть до активных слоев.

В технологии создания гетероструктур наибольшее распространение получили многослойные ступенчатые ММ-буферы ввиду относительной простоты их изготовления. Часто в ступенчатом ММ-буфере в качестве дополнительного элемента конструкции присутствует инверсная ступень — слой с пониженным содержанием In по сравнению с нижерасположенной ступенью [5]. Основным элементом конструкции ММ-буфера является бездислокационный слой, образующийся в верхней части буфера; этот слой, в свою очередь, может быть использован в качестве платформы для создания инверсной ступени. Теоретическое обоснование возможности образования бездислокационного слоя в однослойном буфере переменного состава (т. е. с изменяющимся периодом решетки) было дано в работе [6]. Данная теоретическая модель представляет собой анализ изменения энергии системы с изменяющимся периодом решетки при ее стремлении к равновесию. В работе [6] показано, что образование бездислокационного слоя обеспечивает значительный энергетический выигрыш. С общих позиций образование бездислокационного слоя можно рассматривать как один из механизмов структурной релаксации. Уровень остаточных упругих деформаций в этом слое является важнейшей характеристикой всей конструкции гетероструктуры, а выявление закономерностей, лежащих в основе формирования бездислокационного слоя ММ-буфера, является актуальной задачей, решение которой важно для разработки физических основ технологии создания гетероструктур.

Наиболее подробно процесс структурной релаксации был изучен для однослойных гетероструктур состава  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  (при  $x = 0,05 \dots 0,25$ ), выращенных методом МЖЕ на подложках GaAs с ориентацией (001). Было установлено, что в однослойных гетероструктурах структурная релаксация характеризуется тремя стадиями: медленной, быстрой и финальной стадией насыщения. Медленная стадия заключается в проникновении решеточных дислокаций из подложки в эпитаксиальный слой с их последующим искривлением, что

приводит к образованию на межфазной границе дислокаций несоответствия. Быстрая стадия — это стадия мультипликации дислокаций несоответствия и скольжения их дислокационных петель; эта стадия протекает при толщине эпитаксиального слоя порядка 100...800 нм. Третья стадия наблюдается при толщине эпитаксиального слоя более 800 нм. На этой стадии происходит торможение скольжения дислокационных петель, что обусловлено эффектом деформационного упрочнения. Для быстрой стадии структурной релаксации экспериментальным путем был получен ряд численных соотношений, устанавливающих связь между значением остаточных упругих деформаций сжатия и толщиной эпитаксиального слоя [7–9]. В работе [7] было показано, что между остаточной деформацией сжатия и толщиной эпитаксиального слоя существует обратная квадратно-корневая зависимость. В более поздних работах [8, 9] между этими двумя величинами была установлена обратно-пропорциональная зависимость. Выявленные в работе [7] и работах [8, 9] закономерности быстрой стадии структурной релаксации сводятся к разным физическим принципам: к принципу баланса энергий между движущейся дислокацией и окружающим ее упругим континуумом [10] или к принципу баланса сил, действующих на скользящую дислокацию [11]. Существование в однослойных гетероструктурах обратно-пропорциональной зависимости между остаточными упругими деформациями сжатия эпитаксиального слоя и его толщиной вытекает также из "геометрического принципа" [12], который устанавливает в области межфазной границы обратно-пропорциональную зависимость между линейным размером деформационного поля отдельной дислокации и плотностью дислокаций несоответствия.

Целью данной статьи является определение пространственного распределения остаточных упругих деформаций в слоях ступенчатого ММ-буфера — деформационного поля — для выявления возможности применения феноменологического подхода к описанию процесса структурной релаксации в многослойных тонкопленочных системах. В отличие от однослойного буфера переменного состава ступенчатый ММ-буфер позволяет использовать такой метод структурного анализа, как рентгенография. Наиболее адекватным рентгенографическим методом изучения структурного состояния элементов конструкции МНЕМТ (metamorphic НЕМТ) является метод построения карт обратного пространства, так как этот метод позволяет учесть эффект пространственной разориентации эпитаксиальных слоев — эффект, который присутствует в многослойных гетероструктурах, особенно в случае их выращивания на вичиналь-

ных поверхностях [13]. Метод построения карт обратного пространства явился экспериментальным базисом данной работы. Ценность настоящего исследования заключается в том, что оно позволяет оптимизировать конструкцию и технологию изготовления ММ-буфера. Ниже для обозначения гетероструктуры с ММ-буфером будем использовать аббревиатуру МНЕМТ.

## 1. Экспериментальная часть

**Конструкция и изготовление МНЕМТ.** В работе была исследована МНЕМТ, выращенная на vicinalной поверхности подложки GaAs с ориентацией (001) с углом отклонения  $2^\circ$  на установке МЛЭ RIBER 32P. Гетероструктура состояла из активных слоев InAlAs/InGaAs/InAlAs с мольной долей индия  $X_{In}$ , равной 0,394, и шестиступенчатого ММ-буфера с толщиной каждого слоя 0,2 мкм, который включал в себя инверсную ступень. Изменение мольной доли индия в твердом растворе InAlAs при переходе от одной ступени ММ-буфера к другой равнялось для первых четырех ступеней 0,1, для пятой ступени — 0,08. В шестой (инверсной) ступени мольная доля In была равна 0,394. Такое же содержание In было в обоих барьерных слоях

12	$n^+ \text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$	15 нм	
11	$\text{In}_{0,394}\text{Al}_{0,606}\text{As}$	12 нм	
10	$\delta\text{-Si} (N_{\text{Si}} = 7 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2})$	—	
9	$\text{In}_{0,394}\text{Al}_{0,606}\text{As}$	3 нм	
8	$\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$	18 нм	
7	$\text{In}_{0,394}\text{Al}_{0,606}\text{As}$	200 нм	
6	$\text{In}_{0,394}\text{Al}_{0,606}\text{As}$	200 нм	ММ-буфер MM-buffer
5	$\text{In}_{0,48}\text{Al}_{0,26}\text{As}$	200 нм	
4	$\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$	200 нм	
3	$\text{In}_{0,30}\text{Al}_{0,70}\text{As}$	200 нм	
2	$\text{In}_{0,20}\text{Al}_{0,80}\text{As}$	200 нм	
1	$\text{In}_{0,10}\text{Al}_{0,90}\text{As}$	200 нм	
GaAs (подложка/substrate)			

**Рис. 1.** Схематическое представление МНЕМТ с квантовой ямой AlInAs/AlGaAs/AlInAs со ступенчатым ММ-буфером, состоящим из шести эпитаксиальных слоев, включая инверсную ступень. Цифрами обозначены конструктивные элементы гетероструктуры: 1–5 — ступени ММ-буфера с увеличивающимся содержанием In, 6 — инверсная ступень, 7 — нижний барьерный слой, 8 — квантовая яма, 9 — спейсер, 10 —  $\delta$ -слой, 11 — верхний барьерный слой, 12 — кэп-слой

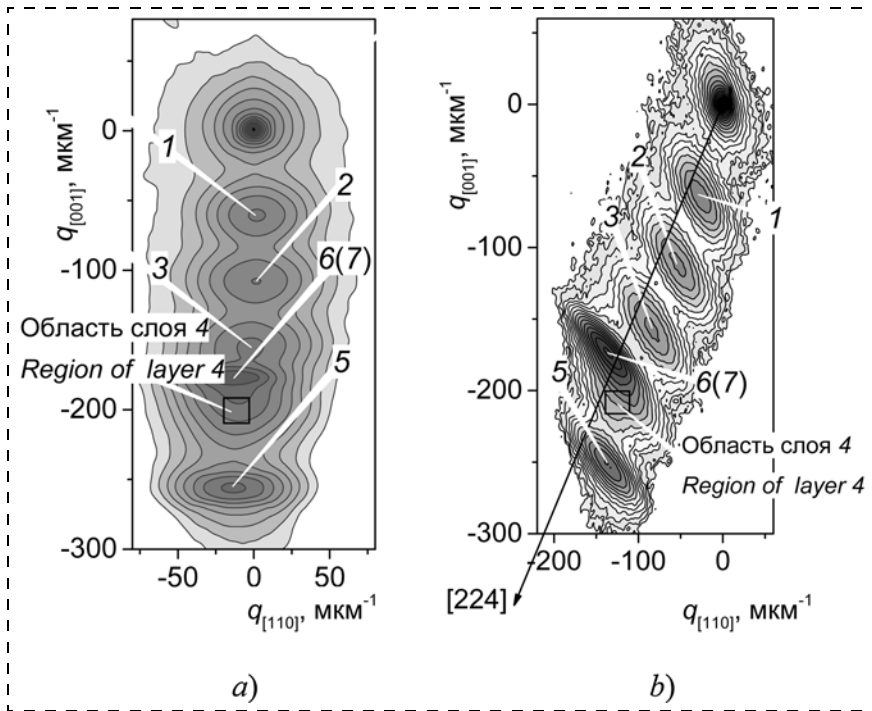
*Fig. 1. Schematic presentation of MHEMT with a quantum well AlInAs/AlGaAs/AlInAs, with a step-graded MM-buffer with six epitaxial layers, including an inverse step. Figures designate the constructive elements of the heterostructure: 1–5 — steps of the MM-buffer with an increasing content of In, 6 — inverse step, 7 — bottom barrier layer, 8 — quantum well, 9 — spacer, 10 —  $\delta$ -layer, 11 — top barrier layer, 12 — cap-layer*

МНЕМТ. Точность создания желаемого уровня концентрации In в слоях ММ-буфера составляла  $\pm 0,005X_{In}$ . Слои ступенчатого ММ-буфера выращивали при температуре подложки  $400^\circ\text{C}$  при постоянной температуре источника алюминия и скорости роста слоя 0,5 мкм/ч. Прерывание роста между ступенями ММ-буфера не проводилось. Нижний барьерный слой состава  $\text{In}_{0,394}\text{Al}_{0,606}\text{As}$  выращивался при температуре  $500^\circ\text{C}$  и имел толщину 0,2 мкм, т. е. такую же, как и ступени ММ-буфера. Состав элементов конструкции гетероструктуры контролировали температурой молекулярных источников In, Al, Ga, As и Si на основе калибровки температурной зависимости молекулярных потоков. Схематическое представление МНЕМТ дано на рис. 1.

**Рентгеновская съемка.** Рентгеновская съемка была выполнена в трехосевой геометрии с использованием прецизионного дифрактометра SmartLab 9 kW в пошаговом режиме и медном излучении  $K_{\alpha(1)}$ . В качестве кристалла-анализатора был использован монокристалл Ge с ориентацией (002). Съемку вели в двух отражениях 004 и 224 (в положении скользящего отражения) в режиме так называемого  $(\omega - 2\theta)$ -сканирования, которое заключается в съемке образца по методу Брэгга — Брентано при различных исходных угловых отклонениях подложки от угла Брэгга, что достигается за счет поворота образца на фиксированный угол  $\Delta\omega$  относительно одной из кристаллографических осей типа  $\langle 110 \rangle$ . Во время съемки проводили регистрацию дифрагированного рентгеновского излучения для выбранного отражения путем сканирования вдоль вектора рассеяния  $H_{hkl}$ :  $H_{001}$  (симметричная съемка) и  $H_{224}$  (асимметричная съемка). При симметричной съемке (отражение 004) начальное положение образца соответствовало положению подложки под углом Брэгга ( $\Delta\omega = 0$ ). При асимметричной съемке (отражение 224) варьировались значения  $hkl$ , что позволило разложить вектор  $H_{224}$  по направлениям обратного пространства [001] и [110]. Более подробно режим  $(\omega - 2\theta)$ -сканирования описан в работе [14]. Образец для рентгеновской съемки имел размеры  $1,5 \times 1,5$  см.

## 2. Экспериментальные результаты

**Карты обратного пространства.** Рентгеновская съемка в режиме трехосевого сканирования позволяет построить карты обратного пространства, которые представляют собой контуры равной интенсивности дифрагированного рентгеновского излучения, представленные в осях пространства, обратного по отношению к кристаллической решетке. Пучности изоконцентрационных контуров представляют собой интерференционные рентгенов-

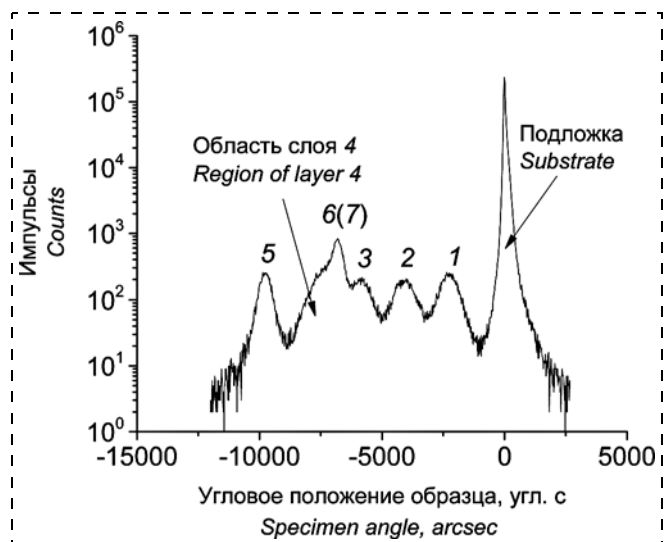


**Рис. 2.** Карты обратного пространства для рефлексов 004 (а) и 224 в геометрии скользящего отражения (б), снятые при одном и том же азимутальном угле. Цифрами обозначены слои ММ-буфера, ответственные за появление соответствующего рефлекса  
*Fig. 2.* The reciprocal space maps for reflexes 004 (a) and 224 in the position of a grazing exit (b) at the same azimuthal angle. Figures designate the MM-buffer layers responsible for occurrence of a corresponding reflex

кие максимумы, которые являются неосновными рентгеновскими максимумами по отношению к рентгеновскому максимуму от подложки. Актуальными осями обратного пространства для эпитаксиальных слоев МНЕМТ, выращенной на подложке (001) GaAs, являются оси [110] (ось Y) и ось [001] (ось Z). За начало координат обратного пространства принимается точка, задаваемая вектором рассеяния от подложки — основного рентгеновского максимума. Таким образом, координаты пучностей (неосновных рентгеновских максимумов) определяются векторами  $q_{110}(q_y)$  и  $q_{001}(q_z)$ , которые представляют собой отклонения (вдоль соответствующих осей обратного пространства) от положения основного рентгеновского максимума  $H_{hkl}^0$ , возникающего от подложки. Набор векторов  $q_z^{004}$ ,  $q_y^{004}$  и  $q_y^{224}$  является достаточным для определения вертикального и латерального периодов решетки данного эпитаксиального слоя, а также для описания деформационного состояния каждого слоя ММ-буфера на основе линейной теории упругости.

Карты обратного пространства исследованной МНЕМТ для одного из азимутальных углов приведены на рис. 2. Эти карты имеют довольно сложное строение, благодаря частичному перекрытию рефлексов, а также отсутствию четко выраженного рефлекса для слоя 4. Характер взаимного расположения неосновных рентгеновских максимумов

для отражения 004 характеризует соответствующая кривая качания, показанная на рис. 3. Видно, что область дифрагированного отражения, соответствующая слою 4, значительно шире в угловом выражении по сравнению с другими неосновными рентгеновскими максимумами. Причинами отсутствия на картах обратного пространства четко выраженного рентгеновского максимума для слоя 4 является близость концентрации In в этом слое и слоях 6 (7), а также, возможно, сильная дефектность слоя 4, вызванная процессом структурной релаксации (ниже будут приведены экспериментальные доказательства высказанного предположения). Сильная дефектность слоя 4 приближает его с точки зрения структурного состояния к аморфным материалам, которые характеризуются широкими рентгеновскими максимумами на дифрактограммах [15]. В целях нахождения точного положения на картах обратного пространства рентгеновских максимумов для слоев 3 и 4 была использована техника моделирования скана рентгеновского дифрагированного излучения набором гауссианов [16], справедливая для отражения 004, полученного в условиях симмет-



**Рис. 3.** Кривая качания, полученная в отражении 004. Цифрами обозначены слои ММ-буфера, ответственные за появление соответствующего рефлекса  
*Fig. 3.* Rocking curve, received in reflection 004. Figures designate the MM-buffer layers responsible for occurrence of a corresponding reflex

ричной съемки. Данная техника позволяет определить для этих слоев значения векторов  $q_z^{004}$  и  $q_y^{004}$  (принимая за эти значения медианы соответствующих гауссианов). При проведении моделирования мы считали, что слои 6 и 7 (инверсная ступень и нижний барьерный слой) характеризуются одним сильным рефлексом, который на картах обратного пространства находится между рефлексом, соответствующим слою 3, и областью дифрагированного рентгеновского излучения, соответствующей слою 4. Таким образом, число гауссианов при моделировании принимали равным 6. Значения всех векторов  $q_y^{224}$  были определены непосредственно на картах обратного пространства за исключением вектора  $q_y^{224}$  для слоя 4 (техника гауссианов для отражения 224, полученного в условиях асимметричной съемки, не применима). Значения векторов обратного пространства (за исключением вектора  $q_y^{224}$ ) приведены в табл. 1.

**Деформационное поле слоев ММ-буфера.** Значения векторов обратного пространства  $q_z^{004}$ ,  $q_y^{004}$  и  $q_y^{224}$  позволяют определить величины  $[(a_{\perp} - a_s)/a_s]_{[001]}$  и  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$ , где  $a_{\perp}$  и  $a_{\parallel}$  — соответственно вертикальный и латеральный периоды решетки слоя;  $a_s$  — период решетки подложки. В соответствии с работой [17]

$$\left(\frac{a_{\perp} - a_s}{a_s}\right)_{[001]} = -\frac{q_z^{004}}{4/a_s + q_z^{004}}; \quad (1)$$

$$\left(\frac{a_{\parallel} - a_s}{a_s}\right)_{[110]} = -\frac{Q_y^{224}}{2^{3/2}/a_s + Q_y^{224}}, \quad (2)$$

где

$$Q_y^{224} = q_y^{224} - q_y^{004}. \quad (3)$$

Выражение (3) учитывает эффект пространственной разориентации эпитаксиальных слоев относительно подложки GaAs. В случае равенства упругих деформаций  $e_{11}$  и  $e_{22}$ , а также отсутствия недиагонального компонента тензора упругой деформации  $e_{12}$  (эти условия в данной работе при-

нимаются априори), величины  $[(a_{\perp} - a_s)/a_s]_{[001]}$  и  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$  соответствуют полным (относительно подложки GaAs) деформациям  $\varepsilon_{33}$  и  $\varepsilon_{11}$  ( $\varepsilon_{11} = [(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[100]}$ ), которые являются диагональными компонентами соответствующего тензора. (При переходе от оси [110] — актуального кристаллографического направления — к оси [100] сформулированные выше условия обеспечивают равенство между экспериментальной величиной  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$  и величиной  $\varepsilon_{11}$ .) Величины  $\varepsilon_{33}$  и  $\varepsilon_{11}$  позволяют на основе линейной теории упругости рассчитать параметр рассогласования  $\varepsilon_0 = (a_R - a_s)/a_s$ , где  $a_R$  — период полностью релаксированной решетки данного эпитаксиального слоя.

Простейшим способом расчета остаточных упругих деформаций в эпитаксиальных слоях многослойных тонкопленочных систем является представление о том, что в каждом эпитаксиальном слое ММ-буфера упругие напряжения  $\sigma_{33}$  (т. е. напряжения вдоль оси [001]) отсутствуют. При таком подходе многослойная тонкопленочная система сводится к набору однослойных гетероструктур, у которых эпитаксиальный слой имеет свободную поверхность, что позволяет существенно упростить задачу. В этом случае для кристаллов кубической сингонии между упругими деформациями  $e_{11}$  и  $e_{33}$  в соответствии с законом Гука будет справедливым следующее соотношение:

$$\frac{e_{33}}{e_{11}} = -\frac{2C_{12}}{C_{11}}, \quad (4)$$

где  $C_{11}$  и  $C_{12}$  — коэффициенты упругой жесткости. Упругие деформации  $e_{ii}$  и параметр рассогласования  $\varepsilon_0$  в кристаллах кубической сингонии связаны между собой соотношением [18]

$$e_{ii} = \varepsilon_{ii} - \varepsilon_0, \quad (5)$$

которое позволяет определить упругие деформации относительно подложки в каждом эпитаксиальном слое. Учитывая выражения (4) и (5), можно показать, что параметр рассогласования  $\varepsilon_0$  и полные деформации  $\varepsilon_{33}$  и  $\varepsilon_{11}$  (величины, определяемые экспериментально) связаны между собой следующим образом:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_{33} - \frac{2C_{12}}{C_{11} + 2C_{12}} (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11}). \quad (6)$$

Экспериментальные значения  $\varepsilon_{33}^{(i)}$  и  $\varepsilon_{11}^{(i)}$  ( $i$  — номер слоя), а также результаты расчета величин  $\varepsilon_0^{(i)}$  и  $e_{11}^{(i)}$ , выполненные на основе экспериментальных данных, представлены в табл. 2. В расчетах период решетки GaAs был принят в соответствии с рабо-

Таблица 1  
Table 1

**Значения векторов обратного пространства**  
Values of the vectors of the reciprocal space

Слой Layer	1	2	3	4	5	6(7)
$q_z^{004}$ , $\mu\text{м}^{-1}$	-61,38	-107,42	-150,66	-187,08	-256,04	-176,78
$q_y^{004}$ , $\mu\text{м}^{-1}$	2,53	1,27	0,51	-10,75	-12,67	-12,67
$q_y^{224}$ , $\mu\text{м}^{-1}$	-25,58	-53,27	-82,95	—	-140,24	-140,24

Таблица 2  
Table 2

**Полные деформации, параметр рассогласования и остаточная упругая деформация сжатия в ступенях ММ-буфера**  
Full deformations, parameter of disregistry and the residual elastic deformation of compression in the MM-buffer steps

Слой Layer	1	2	3	4	5	6(7)
$\varepsilon_{33}, \times 10^{-3}$	8,751	15,416	21,756	27,158	37,545	25,626
$\varepsilon_{11}, \times 10^{-3}$	5,650	10,987	16,956	25,498	25,498	25,498
$\varepsilon_0, \times 10^{-3}$	7,237	13,192	19,380	26,331	31,514	25,562
$e_{11}, \times 10^{-3}$	-1,59	-2,21	-2,42	-0,83	-6,02	-0,06

той [19] равным 0,565321 нм. Необходимые при расчетах значения коэффициентов упругой жесткости  $C_{11}$  и  $C_{12}$  тройных растворов  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  были получены на основании закона Вегарда, исходя из соответствующих данных для химических соединений  $\text{InAs}$  и  $\text{AlAs}$  [20]. Приведенные в табл. 2 значения  $\varepsilon_0^{(4)}$  и  $e_{11}^{(4)}$  были определены на основе равенства  $\varepsilon_{11}^{(4)} = \varepsilon_{11}^{(5)}$ , которое вытекает из анализа условий формирования бездислокационного слоя [6]. Бездислокационное строение пятой ступени ММ-буфера хорошо видно из рис. 4, на котором приведено поперечное электронно-микроскопическое изображение МНЕМТ (полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа Jeol 2010 при ускоряющем напряжении 200 кВ).

Отметим, что равенство  $\varepsilon_{11}^{(4)} = \varepsilon_{11}^{(5)}$  позволяет определить вектор  $q_y^{224}$  для слоя 4; вычисленное та-

ким образом значение вектора  $q_y^{224}$  согласуется с картой обратного пространства для отражения 224 (см. рис. 2, b). Из приведенных в табл. 2 данных видно, что инверсная ступень (а также нижний барьерный слой), характеризуется значительно меньшим значением остаточной упругой деформации по сравнению с другими слоями, что соответствует идеологии создания инверсной ступени в конструкции ММ-буфера [21]. Два этих структурных элемента никакого влияния на характер распределения остаточных упругих деформаций в первых пяти ступенях ММ-буфера не оказывают и в дальнейшем мы их рассматривать не будем. Следует отметить, что приведенные в табл. 2 значения параметра рассогласования меньше, чем соответствующие значения  $\varepsilon_0$ , рассчитанные на основе закона Вегарда. Такое положение дел обусловлено по-видимому существованием в эпитаксиальных слоях МНЕМТ сжимающих напряжений  $\sigma_{33}$ , наличие которых делает физическую ситуацию похожей частично на случай всестороннего сжатия. Тем не ме-

нее принимаемая в данной работе модель упругого состояния системы слоев правильно описывает структурное состояние бездислокационного слоя и инверсной ступени — основных конструктивных элементов ММ-буфера.

### 3. Моделирование деформационного поля на основе геометрического принципа

Пространственное распределение остаточной упругой деформации приведено на рис. 5. Из рисунка отчетливо видно, что распределение состоит

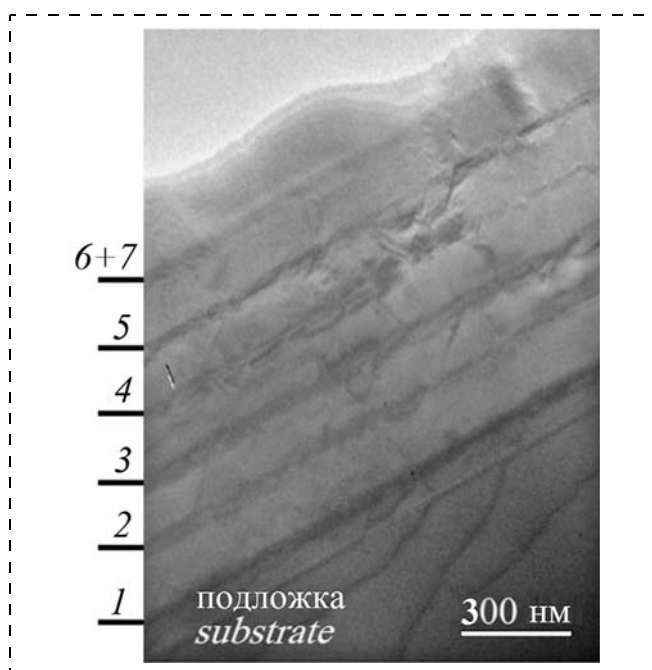


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение МНЕМТ. Пятая ступень ММ-буфера представляет собой бездислокационный слой

Fig. 4. Electron-microscope image of MHEMT. The fifth step of MM-buffer represents a dislocation-free layer

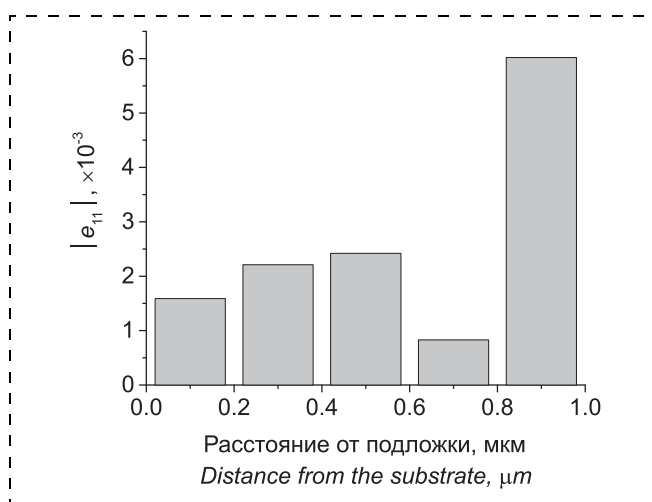


Рис. 5. Деформационное поле в пяти нижних ступенях ММ-буфера

Fig. 5. Strain field in five bottom steps of MM-buffer

из двух частей: "пьедестала", относящегося к нижним четырем ступеням ММ-буфера, и деформационного "всплеска", характеризующего структурное состояние пятой ступени. Таким образом, данные рентгеноструктурного анализа соответствуют выполненному в данной работе электронно-микроскопическому исследованию (см. рис. 4).

Установленное в работах [8, 9] числовое соотношение между остаточными деформациями сжатия и толщиной слоя состава  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  (при  $x = 0,05 \dots 0,25$ ), выращенного на подложке (001) GaAs, имеет вид

$$|e_{11}| = \frac{k}{h}, \quad (7)$$

где  $h$  — толщина эпитаксиального слоя;  $k$  — константа, равная  $0,8 \pm 0,1$  нм. Полученные в наших исследованиях результаты также можно описать похожей формулой, которая имеет следующий вид:

$$|e_{11}^{dfl}| - |e_{11}^{av}| = \frac{k}{h^{dfl}}, \quad (8)$$

где  $h^{dfl}$  — толщина бездислокационного слоя;  $e_{11}^{dfl}$  — остаточная упругая деформация сжатия в бездислокационном слое;  $e_{11}^{av}$  — средняя остаточная упругая деформация сжатия в нижних четырех ступенях ММ-буфера. Величина  $e_{11}^{av}$  характеризует систему, состоящую из четырех нижних ступеней ММ-буфера, как единое целое, и определяется согласно [22] выражением

$$e_{11}^{av} = \frac{\sum_i e_{11}^{(i)} h_i}{\sum_i h_i}, \quad (9)$$

где  $h_i$  — толщина  $i$ -го слоя (ступени),  $i$  изменяется от 1 до 4. Значение феноменологической константы  $k$  в нашем случае составляет 0,85 нм, что достаточно близко к величине  $k$ , полученной в работах Данстэна [8, 9]. Физико-химические свойства растворов InAlAs и InGaAs должны быть близки, так как близки свойства химических соединений GaAs и AlAs (эти соединения имеют одну и ту же кристаллическую решетку, практически равные периоды решеток и близкие значения коэффициентов упругой жесткости) и, следовательно, релаксационные процессы в однослойных эпитаксиальных гетероструктурах со слоями InAlAs и InGaAs должны характеризоваться одной и той же феноменологической константой. Следовательно, в идеальном случае структурной релаксации в ММ-буфере (т. е., когда структурная релаксация в нижних ступенях буфера происходит полностью) остаточная упругая деформация в бездислокационном слое должна определяться выражением (7). Отличие предложенного нами обобщения от модельного

описания процесса структурной релаксации в ступенчатом ММ-буфере [23], опирающегося на представления о полной структурной релаксации в нижних ступенях ММ-буфера, заключается в том, что в нем учитывается влияние "замороженного" деформационного поля, возникновение которого обусловлено эффектом деформационного упрочнения, имеющего место в нижних (первых четырех) ступенях буфера. На возможность существования "замороженного" деформационного поля в слоистых многослойных системах указывалось в работе [24] при модельном описании поведения системы дислокаций в таких объектах.

Совпадение значений феноменологических констант для однослойных и многослойных ступенчатых гетероструктур (в последнем случае с учетом эффекта "замороженной" упругой деформации) позволяет создать на основе "геометрического принципа" [12], выражением которого являются формулы (7) и (8), достаточно простой графический метод расчета предельного значения остаточных упругих деформаций сжатия и толщины бездислокационного слоя в однослойном буфере с непрерывно меняющимся (по линейному закону) параметром рассогласования  $\varepsilon_0$ . В основе метода лежит утверждение, что процесс структурной релаксации контролируется произведением  $\varepsilon_0 h_c$  ( $h_c$  — некая критическая толщина слоя, зависящая неявным образом от параметра рассогласования  $\varepsilon_0$ ), которое является величиной постоянной, не зависящей от толщины эпитаксиального слоя  $h$ . В случае, когда толщина эпитаксиального слоя  $h < h_c$ , структурная релаксация не происходит. При условии  $h > h_c$  в эпитаксиальном слое развивается процесс структурной релаксации, который обеспечивает равенство  $|e_{11}|h = \varepsilon_0 h_c$ . Связь между остаточной упругой деформацией и толщиной эпитаксиального слоя иллюстрирует рис. 6 (ось деформаций на рисунке обозначена обобщенным символом  $\varepsilon$ , а полная деформация в латеральном направлении  $\varepsilon_{11}$  — символом  $\Delta\varepsilon$ ). Показанные на рис. 6 площади прямоугольников (обозначены символом  $S$ ) равны между собой (в соответствии с данными работ [8, 9]  $S = 0,8$  нм), что обеспечивает согласие данного метода расчета  $|e_{11}|$  с выражением (5) и позволяет правильно определить значение остаточной упругой деформации. На рис. 7 показана однослойная гетероструктура с параметром рассогласования  $\varepsilon_0$ , значение которого изменяется по толщине слоя  $h$  линейным образом. Отсекаемая прямой  $\varepsilon_0(z)$  площадь треугольника  $S$  равна площади прямоугольников, показанных на рис. 6. Нетрудно показать, что в этом случае толщина бездислокационного слоя  $z_0$  определяется выражением

$$z_0 = \sqrt{\frac{2S}{\alpha}}, \quad (10)$$

где  $\alpha$  — модуль производной  $|d\varepsilon_0/dz|$ , а остаточная деформация сжатия  $\varepsilon_s$  на поверхности слоя (в точке  $z = 0$ ) будет равна

$$\varepsilon(z = 0) = \varepsilon_s = \sqrt{2S\alpha}. \quad (11)$$

Проверим применимость данного метода к расчету толщины бездислокационного слоя и созданной в нем остаточной деформации сжатия в отно-

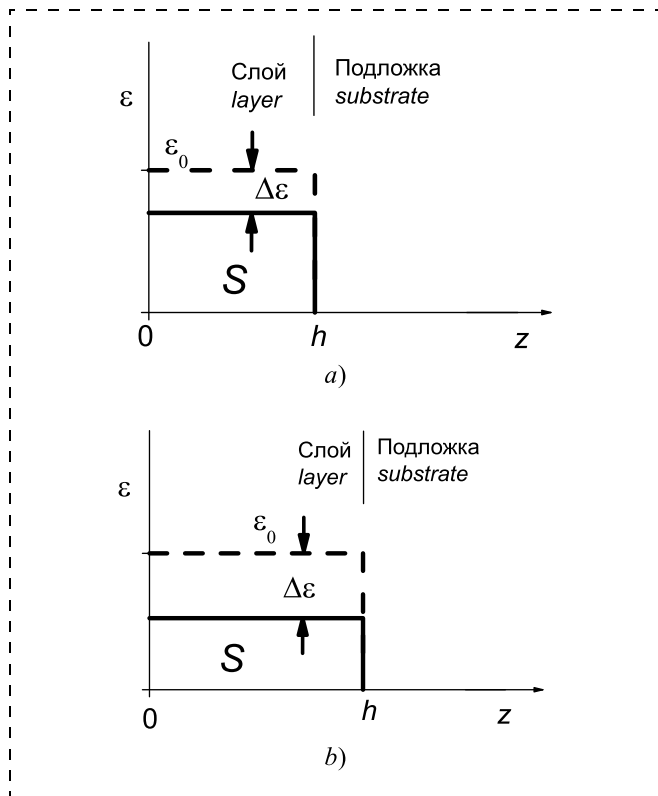


Рис. 6. Графическое изображение процесса структурной релаксации в однослойных гетероструктурах с меньшей (а) и большей (б) толщиной эпитаксиального слоя

Fig. 6. Graphic image of the strain relief in the single-layer heterostructures with smaller (a) and bigger (b) thickness of the epitaxial layer

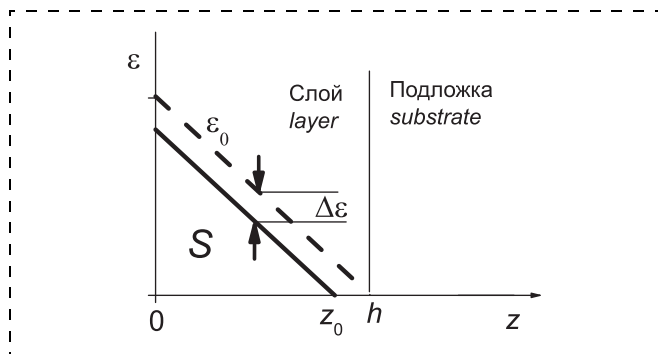


Рис. 7. Графическое изображение процесса структурной релаксации в однослойной гетероструктуре, для которой справедлив линейный закон изменения параметра рассогласования в эпитаксиальном слое

Fig. 7. Graphic image of the strain relief in a single-layer heterostructure, for which the linear law of variation of the misfit in the epitaxial layer is fair

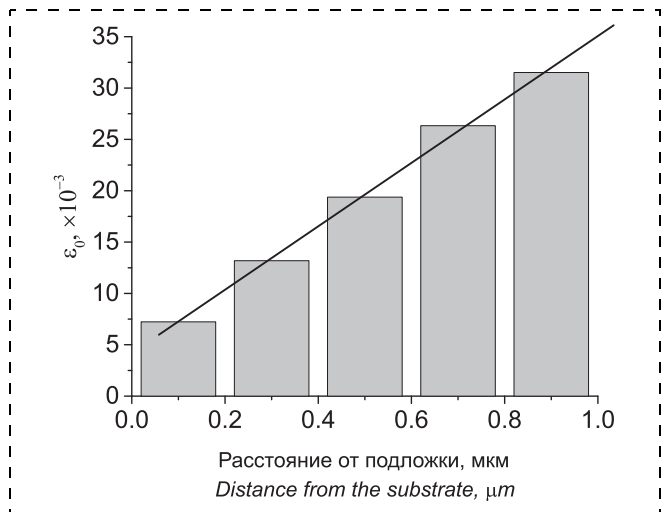


Рис. 8. Пространственное распределение параметра рассогласования в нижних пяти ступенях ММ-буфера, полученное в рамках модели многослойной системы набором эпитаксиальных слоев со свободной поверхностью. Закон изменения параметра рассогласования близок к линейному

Fig. 8. Spatial distribution of the misfit in the bottom five steps of the MM-buffer, received within the framework of modelling of the multilayer system by a set of the epitaxial layers with a free surface. The law of variation of the misfit close to the linear one

шении изученной МНЕМТ, считая, что используемое в работе приближение, рассматривающее ступенчатый ММ-буфер как набор слоев со свободной поверхностью, адекватно описывает структурное состояние ступеней буфера. В этом случае в соответствии со строением ступенчатого буфера упругая деформация сжатия в бездислокационном слое  $|e_{11}^{df}|$  (с поправкой на эффект "замороженного" деформационного поля) будет усредненной величиной функции  $\varepsilon(z)$  на отрезке  $0 \leq z \leq z_0$  в однослойном буфере переменного состава. Таким образом, в ступенчатом буфере  $|e_{11}^{df}| = \varepsilon_s/2 = \sqrt{2S\alpha}/2$ . Возможность применения данного метода к изученной МНЕМТ иллюстрирует рис. 8, на котором показано пространственное распределение параметра рассогласования  $\varepsilon_0$  в первых пяти ступенях ММ-буфера. Видно, что распределение  $\varepsilon_0(z)$  близко к линейному с градиентом  $3,1 \cdot 10^{-5} \text{ нм}^{-1}$ . Расчет на основании формул (10) и (11) дает значение  $z_0 = 230 \text{ нм}$  и  $|e_{11}^{df}| = 3,5 \cdot 10^{-3}$ , что несколько отличается от соответствующих экспериментальных значений:  $z_0 = 200 \text{ нм}$  и  $(|e_{11}^{(5)}| - |e_{11}^{av}|) = 4,25 \cdot 10^{-3}$ . Из этого можно сделать вывод, что бездислокационный слой ММ-буфера в данной МНЕМТ, как конструкционный элемент, несущий основную структурную нагрузку, перенапряжен. Из наших расчетов следует, что оптимальная толщина этого слоя равна 230 нм. Увеличение толщины бездислокационного слоя должно привести к уменьшению упругой деформации сжатия и, следовательно, к уменьшению уровня сжимающих напряже-

ний, что должно положительно сказаться на качестве последующих эпитаксиальных слоев и, как следствие, привести к улучшению электрофизических параметров двумерного электронного газа в квантовой яме.

## Заключение

На примере ступенчатого ММ-буфера показано, что подход к слоистой тонкопленочной системе как набору отдельных эпитаксиальных слоев со свободной поверхностью позволяет рассчитать значение остаточной упругой деформации сжатия в каждой ступени буфера и выявить общие закономерности протекания процесса структурной релаксации в многослойных и однослойных гетероструктурах. Несмотря на существование вследствие деформационного упрочнения в слоях ММ-буфера сжимающих вертикальных напряжений, приближающих физическую ситуацию в каждом эпитаксиальном слое к случаю всестороннего сжатия, подобный подход правильно описывает структурное состояние таких важных конструктивных элементов ступенчатого ММ-буфера, как бездислокационный слой и инверсная ступень. Поправка на эффект деформационного упрочнения в нижних ступенях ММ-буфера позволяет получить феноменологическое описание процесса структурной релаксации аналогичное тому, которое установлено для однослойных гетероструктур. На основе предложенного подхода для ступенчатого ММ-буфера был разработан графический метод расчета толщины бездислокационного слоя и создаваемой в нем упругой деформации сжатия.

## Список литературы

1. Imaizumi M., Hirotsu M., Soga T. Study on effect of an intermediate buffer layer structure on the growth of GaAs layers on GaP substrates // Proc. of IEEE 42<sup>nd</sup> Photovoltaic Specialist Conference, 2015. 5 p.
2. Kumar R., Bag A., Mukhopadhyay P., Das S., Biswas D. Comparison of different grading schemes in InGaAs metamorphic buffers on GaAs substrate: tilt dependence on cross-hatch irregularities // Applied Surface Science. 2015. Vol. 357. P. 922–930.
3. Kujofsa T., Ayers J. E. Equilibrium lattice relaxation and misfit dislocations in continuously- and step-graded  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  (001) and  $\text{GaAs}_y\text{P}_{1-y}/\text{GaAs}$  (001) metamorphic buffer layers // International Journal of High Speed Electronics and Systems. 2015. Vol. 24. P. 152009 (8).
4. Andrews A. M., Speck J. S., Romanov A. E., Bobeth M., Pompe W. Modeling cross-hatch surface morphology in growing mismatched layers // J. Appl. Phys. 2002. Vol. 91, N. 4. P. 1933–1943.
5. Галиев Г. Б., Климов Е. А., Имамов Р. М., Ганин Г. В., Пушкарев С. С., Мальцев П. П., Жигалина О. М., Орехов А. С., Васильев А. Л., Пресняков М. Ю., Трунькин И. Н. Применение высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии для изучения строения многослойных транзисторных нано-

гетероструктур // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2016. № 5. С. 32–47.

6. Tersoff J. Dislocations in strain relief compositionally graded layers // Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 62, N. 7. P. 693–695.
7. Drigo A. V., Audinli A., Carnera A., Genova F., Rigo C., Ferrari C., Franzosi P., Salviati G. On the mechanisms of strain release in molecular-beam epitaxy-grown  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  single heterostructures // J. Appl. Phys. 1989. Vol. 66, N. 5. P. 1975–1983.
8. Dunstan D. J., Kidd P., Howard L. K., Dixon R. H. Plastic relaxation of InGaAs grown on GaAs // Appl. Phys. Lett. 1991. Vol. 59, N. 26. P. 3390–3392.
9. Dunstan D. J., Kidd P., Beanland R., Sacedon A., Calleja E., Gonzalez L., Gonzalez Y., Pacheco F. J. Predictability of plastic relaxation in metamorphic epitaxy // Materials science and technology. 1996. Vol. 12. P. 181 (6).
10. People R., Bean J. C. Calculation of critical layer thickness versus lattice mismatch for  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$  strained-layer heterostructures // Appl. Phys. Lett. 1985. Vol. 47, N 3. P. 322–324.
11. Matthews J. W., Blakeslee A. E. Defects in epitaxial multilayers. I. Misfit dislocations // J. Cryst. Growth. 1974. Vol. 27. P. 118–125.
12. Dunstan D. J., Young S., Dixon R. H. Geometrical theory of critical thickness and relaxation in strained-layer growth // J. Appl. Phys. 1991. Vol. 70, N 6. P. 3038–3045.
13. Ayers J. E., Ghandhi S. K., Schowalter L. J. Crystallographic tilting of heteroepitaxial layers // J. Cryst. Growth. 1991. Vol. 113. P. 430–440.
14. Боуэн Д. К., Таннер Б. К. Высокорастворимая рентгеновская дифрактометрия и топография. СПб.: Наука, 2002. 275 с.
15. Абросимова Г. Е. Эволюция структуры аморфных сплавов // Успехи физических наук. 2011. Т. 181, № 12. С. 1265–1281.
16. Алешин А. Н., Бугаев А. С., Ермакова М. А., Рубан О. А. Исследование МНЕМТ гетероструктуры с каналом  $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ , выращенной методом МЛЭ на подложке GaAs, с помощью построения карт обратного пространства // Физика и техника полупроводников. 2015. Т. 49, вып. 8. С. 1065–1070.
17. Chauveau J.-M., Androussi Y., Lefebvre A., Di Persio J., Cordier Y. Indium content measurements in metamorphic high electron mobility transistor structures by combination of reciprocal space mapping and transmission electron microscopy // J. Appl. Phys. 2003. Vol. 93, N. 7. P. 4219–4225.
18. Khapachev Yu. P., Dyshenkov A. A., Kiselev D. S. The theory of X-ray diffraction analysis of elastic-strain states in epitaxial films // Phys. Stat. Sol. B. 1984. Vol. 126. P. 37–42.
19. Straumanis M. E., Kim C. D. Phase extent of gallium arsenide determined by the lattice constant and density method // Acta Cryst. 1965. Vol. 19. P. 256–259.
20. Tu K. N., Mayer J. W., Feldman L. C. Electronic thin film science. For electrical engineers and materials scientists. New York, Macmillan Publishing Company, 1992. 428 p.
21. Cordier Y., Ferre D. InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps // J. Cryst. Growth. 1999. Vol. 201/202. P. 263–266.
22. Dunstan D. J., Kidd P., Fewster P. F., Andrew N. L., Grey R., David P. R., Gonzalez L., Gonzalez Y., Sacedon A., Gonzalez-Sanz F. Plastic relaxation of metamorphic single layer and multilayer InGaAs/GaAs structures // Appl. Phys. Lett. 1994. Vol. 65, N. 7. P. 839–841.
23. Dunstan D. J. Mathematical model for strain relaxation in multilayer metamorphic epitaxial structures // Phil. Mag. A. 1996. Vol. 73, N. 5. P. 1323–1332.
24. Gonzalez D., Araujo D., Aragon G., Garcia R. A work hardening based model of the strain relief in multilayer graded buffer structures // Appl. Phys. Lett. 1997. Vol. 71, N. 21. P. 3099–3101.



## Study of the Strain Field in the Metamorphic Step-Graded Buffer Layers Based on $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ Ternary Solutions by Reciprocal Space Mapping

Corresponding author:

**Aleshin Andrey N.**, Head of Laboratory, Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, 117105, Russian Federation, e-mail: a.n.aleshin@mail.ru

Received on November 17, 2016

Accepted on December 09, 2016

*A heterostructure with a step-graded buffer grown on (001) GaAs substrates by molecular beam epitaxy was employed to reveal applicability of an extension of the phenomenological approach developed for the description of strain relief in single layer heterostructures to multilayer thin film systems. The determination of the residual strains in the buffer epitaxial layers was done using reciprocal space mapping performed with a triple-axes X-ray diffractometer SmartLab 9 kW and the following processing of data obtained within the linear theory of elasticity. It was established that, the work hardening occurs in the internal steps of buffer that influences the residual strain in the dislocation free layer. A correction for the effect of work hardening in the internal steps of buffer gives possibility to attract the phenomenological rule to describe the strain relief in the dislocation free layer. A graphical method was developed to predict the thickness of dislocation free layer and the residual strain in it.*

**Keywords:** heterostructure, step-graded buffer, triple-axis diffractometry, reciprocal space, structural relaxation, residual strain, strain field

For citation:

**Aleshin A. N.** Study of the Strain Field in the Metamorphic Step-Graded Buffer Layers Based on  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  Ternary Solutions by Reciprocal Space Mapping, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 526–534.

DOI: 10.17587/nmst.19.526-534

### Introduction

The heterostructures (for example,  $\text{AlInAs}/\text{AlGaAs}/\text{AlInAs}$ ), used in the devices of the microwave (MW) semi-conductor electronics (for example, in the transistors with high mobility of electrons — *high electron mobility transistors, HEMTs*), are grown, as a rule, on GaAs single crystal substrates with (001) orientation by the method of molecular-beam epitaxy (MBE). Since the lattice parameter of the transistor's active layers (quantum well) exceeds the lattice parameter of GaAs substrate, a HEMT contains a metamorphic buffer (MM-buffer) as a damping constructive element.

MM-buffer is a transitive area with a spatial variation of the lattice spacing, which, in case of the above heterostructures, is reached by changing of the content of indium. The design of MM-buffer, i.e. character of variation of the content of indium in the space, can be various: it can be a step-graded one [1–3] or a linear one [2, 3]. The epitaxial growth of the MM-buffer occurs simultaneously with a strain relief, which is accompanied by generation of misfit dislocations and spreading of threading dislocations (being the dislocation loops closed on the misfit dislocations [4]) in the top layers of HEMT, up to the active layers.

In development of the heterostructures the most wide-spread technology is the creation of the multi-layer step-graded MM-buffers, because of a relative sim-

licity of their manufacturing. Often, the step-graded MM-buffer contains, as an additional element of the design, an inverse step — a layer with smaller content of In in comparison with a lower-level step [5]. The main element of the design of the MM-buffer is a dislocation-free layer formed in the upper part of the buffer; this layer, in its turn, can be used as a platform for creation of an inverse step. A theoretical substantiation of a possibility of formation of a dislocation-free layer in the single-layer buffer of a variable composition (i.e., with a variable lattice spacing) was presented in [6]. The given theoretical model is an analysis of energy variation in the system with the changing lattice spacing when the system tends to an equilibrium. In the work [6] it is shown, that formation of a dislocation-free layer ensures a considerable gain of energy. From a general standpoint, formation of a dislocation-free layer can be considered as one of the mechanisms of a strain relief. The level of the residual elastic strains in this layer is the major characteristic of the whole design of the heterostructure, while discovery of the laws underlying the formation of a dislocation-free layer of the MM-buffer, is a topical task, important for elaboration of the physical foundations for the development of the technology of the heterostructures manufacturing.

In more detail the process of a strain relief was studied for the single-layer heterostructures of  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  composition (at  $x = 0.05\dots 0.25$ ), grown by MBE on

GaAs substrates with (001) orientation. It was established that in the single-layer heterostructures the strain relief was characterized by three stages: slow, fast and final stage of saturation. The slow stage consists in penetration of the lattice dislocations from a substrate into the epitaxial layer with their subsequent curvature, which leads to formation of misfit dislocations at the interphase boundary. The fast stage is the stage of multiplication of the misfit dislocations and sliding of their dislocation loops; this stage proceeds at the thickness of the epitaxial layer of about 100–800 nm. The third stage is observed at the thickness of the epitaxial layer more than 800 nm. This stage is characterized by braking of the sliding of the dislocation loops, caused by the effect of work hardening. For the fast stage of strain relief the authors experimentally received a number of the numerical correlations establishing a connection between the value of the residual elastic compressive strain and the thickness of the epitaxial layer [7–9]. In [7] it is demonstrated, that between the residual compressive strain and the thickness of the epitaxial layer there is an inverse square-root dependence. In later works [8, 9] an inversely proportional dependence was established between these two values. The laws of the fast stage of the strain relief discovered in [7] and [8, 9] boil down to different physical principles: to the principle of the balance of energies between the moving dislocation and the elastic continuum surrounding it [10] or to the principle of the balance of forces acting on the sliding dislocation [11]. Existence in the single-layer heterostructures of an inversely proportional dependence between the value of the residual elastic compressive strain and the thickness of the epitaxial layer also follows from "the geometrical principle" [12], which establishes that in the region near the interphase boundary there is an inversely proportional dependence between the linear size of the strain field caused by a single dislocation and the density of the misfit dislocations.

The aim of the given article is determination of the spatial distribution of the residual elastic strains in the layers of a step-graded MM-buffer — strain field — for revealing of a possibility of application of a phenomenological approach to description of the strain relief in the multilayer thin-film systems. Unlike a single-layer buffer of variable composition, a step-graded MM-buffer allows us to use such a method of the structural analysis as *X*-ray analysis. The most adequate method for studying of the structural state of the constructive elements of MHEMT (metamorphic HEMT) design is the reciprocal space mapping, because this method allows us to take into account the effect the spatial misorientation of the epitaxial layers — the effect, which is present in the multilayer heterostructures, especially in case, when they are grown on the vicinal surfaces [13]. The reciprocal space mapping became an experimental basis for

the given work. The value of the present research consists in the fact that it allows to optimize the design and technology for manufacturing of the MM-buffer. For designation of a heterostructure with MM-buffer we shall use abbreviation MHEMT.

## 1. Experimental part

*Design and manufacturing of MHEMT.* The work was devoted to investigation of MHEMT, grown on the vicinal surfaces of GaAs substrate with (001) orientation, with a deviation angle of  $2^\circ$ , using a RIBER 32P installation. The heterostructure consisted of the active layers of InAlAs/InGaAs/InAlAs with a mole fraction of indium,  $X_{\text{In}}$ , equal to 0.394, and *siX*-step MM-buffers with the thickness of each layer of 0.2  $\mu\text{m}$ , which included an inverse step. Variation of the mole fraction of indium in a solid solution of InAlAs during transition from one step of MM-buffer to another for the first four steps was equal to 0.1, for the fifth step it was 0.08. In the sixth (inverse) step the mole fraction of indium was equal to 0.394. The same content of In was in both barrier layers of MHEMT. Accuracy of creation of the desirable level of concentration of indium in the MM-buffer layers was  $\pm 0.005X_{\text{In}}$ . The layers of the step-graded MM-buffer were grown at the substrate temperature of 400  $^\circ\text{C}$  at a constant temperature of the source of aluminum with the layer growth rate of 0.5  $\mu\text{m}/\text{hour}$ . The growth between the MM-buffer steps was not interrupted. The bottom barrier layer of  $\text{In}_{0.394}\text{Al}_{0.606}\text{As}$  composition was grown at temperature of 500  $^\circ\text{C}$  and it had thickness of 0.2  $\mu\text{m}$ , i.e. same, as the MM-buffer steps. Composition of the constructive elements of the heterostructure was controlled by the temperature of the molecular sources of In, Al, Ga, As and Si on the basis of calibration of the temperature dependence of the molecular beams. A schematic presentation of MHEMT is given in fig. 1.

*X-ray recording.* *X*-ray recording was done in a three-axial geometry with the use of a SmartLab 9 kW *X*-ray precise diffractometer in a step-by-step mode and copper irradiation of  $K_{\alpha(1)}$ . Ge single crystal with (002) orientation was used as a crystal-analyzer. Recording was done in two reflections of 004 and 224 (in the position of a grazing exit) in the mode of the so-called  $(\omega - 2\theta)$ -scanning, which consisted in application of Bragg-Brentano technique at various initial angular deviations of a substrate from the Bragg angle, which is reached due to a turn of the sample by a fixed angle  $\Delta\omega$  about a  $\langle 110 \rangle$  crystallographic axis. For the selected reflection during recording a detection of the diffracted *X*-ray radiation was done by scanning along the scattering vector  $H_{hkl}$ :  $H_{001}$  (symmetric recording) and  $H_{224}$  (asymmetric recording). For the symmetric recording (reflection 004) the initial position of the sample corresponded to substrate position at the Bragg

maximum ( $\Delta\omega = 0$ ). For the asymmetric recording (reflection 224) the value of  $hkl$  varied, which made it possible to decompose vector  $H_{224}$  along the directions of the reciprocal space [001] and [110]. In more details the mode of  $(\omega - 2\theta)$ -scanning is described in [14]. The sample for the  $X$ -ray recording had dimensions of  $1.5 \times 1.5$  cm.

## 2. Experimental results

*Reciprocal space maps.*  $X$ -ray recording in the mode of the three-axial scanning allows us to plot the reciprocal space maps, which represent contours of the equal intensity of the diffracted  $X$ -ray radiation, presented in the axes of space which is reciprocal relative to the crystal lattice. Antinodes of the isoconcentration contours represent interferential  $X$ -ray maxima, which are minor ones in relation to the major  $X$ -ray maximum corresponding to a substrate. The actual axes of the reciprocal space for the epitaxial layers of MHEMT, grown on (001) GaAs substrate, are axis [110] (axis  $Y$ ) and axis [001] (axis  $Z$ ). As the origin of the coordinates of the reciprocal space we accept the point set by the scattering vector corresponding to the substrate — the major  $X$ -ray maximum. Thus, the antinode coordinates (of the minor  $X$ -ray maxima) are determined by vectors  $q_{110}$  ( $q_y$ ) and  $q_{001}$  ( $q_z$ ), which represent deviations (along the corresponding axes of the reciprocal space) from the position of the major  $X$ -ray maximum  $H_{hkl}^0$  arising from the substrate. The set of vectors  $q_z^{004}$ ,  $q_y^{004}$  and  $q_y^{224}$  is sufficient for determination of the vertical and lateral spacing of the lattice of a given epitaxial layer, and also for description of the strain state of each layer of the MM-buffer on the basis of the linear theory of elasticity.

The reciprocal space maps of investigated MHEMT for one of the azimuthal angles, are presented in fig. 2. These maps have a rather complex structure, due to a partial overlapping of the reflexes, and also absence of a clearly pronounced reflex for layer 4. The character of the relative positioning of the minor  $X$ -ray maxima on the reciprocal space map for reflection 004 is characterized by the corresponding rocking curve, presented in fig. 3. It is visible, that the area of the diffracted radiation, corresponding to layer 4, is much wider in angular terms in comparison with other minor  $X$ -ray maxima. The reasons for absence of a clearly pronounced  $X$ -ray maximum for layer 4 on the reciprocal space maps is the affinity of concentration of In in this layer and layers 6 (7), and also, probably, a strong defectiveness of layer 4 caused by the process of a strain relief (below we will present the experimental proofs of this). From the point of view of a structural state a strong defectiveness of layer 4 makes it close to the amorphous materials, which are characterized by wide  $X$ -ray maxima on diffraction patterns [15]. In order to find the ex-

act position of the  $X$ -ray maxima for layers 3 and 4 on the reciprocal space maps we used the technique of modeling of scan of  $X$ -ray diffracted radiation by a set of Gaussians [16], which is fair for 004 reflection received in the conditions of the symmetric recording. This technique allows us to determine the values of vectors  $q_z^{004}$  and  $q_y^{004}$  for these layers (accepting for these values the medians of the corresponding Gaussians). During modeling we considered, that layers 6 and 7 (the inverse step and the bottom barrier layer) were characterized by one strong reflex, which on the reciprocal space maps was between the reflex, corresponding to layer 3, and the area of the diffracted  $X$ -ray radiation, corresponding to layer 4. Thus, the number of Gaussians during modeling was assumed as equal to 6. The values of all vectors  $q_y^{224}$  were determined directly on the reciprocal space maps, except vector  $q_y^{224}$  for layer 4 (the technique of Gaussians for reflection 224, obtained in the conditions of the asymmetric recording, was inapplicable). The values of the vectors of the reciprocal space (except for vector  $q_y^{224}$ ) are presented in Table 1.

*Strain field in the layers of MM-buffer.* Values of the vectors of the reciprocal space  $q_z^{004}$ ,  $q_y^{004}$  and  $q_y^{224}$  allow us to determine the quantities  $[(a_{\perp} - a_s)/a_s]_{[001]}$  and  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$ , where  $a_{\perp}$  and  $a_{\parallel}$  are, accordingly, the vertical and lateral spacing of the layer's lattice,  $a_s$  — lattice spacing of the substrate. According to the work [17]

$$\left(\frac{a_{\perp} - a_s}{a_s}\right)_{[001]} = -\frac{q_z^{004}}{4/a_s + q_z^{004}}; \quad (1)$$

$$\left(\frac{a_{\parallel} - a_s}{a_s}\right)_{[110]} = -\frac{Q_y^{224}}{2^{3/2}/a_s + Q_y^{224}}, \quad (2)$$

where

$$Q_y^{224} = q_y^{224} - q_y^{004}. \quad (3)$$

Expression (3) takes into account the effect of the spatial misorientation of the epitaxial layers relatively to GaAs substrate. In case of equality of the elastic strains  $e_{11}$  and  $e_{22}$ , and also absence of a diagonal off component of the tensor of the elastic strain  $e_{12}$  (in this work the conditions are accepted *a priori*),  $[(a_{\perp} - a_s)/a_s]_{[001]}$  and  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$  correspond to full (in relation to GaAs substrate) strains  $\varepsilon_{33}$  and  $\varepsilon_{11}$  ( $\varepsilon_{11} = [(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[100]}$ ), which are diagonal components of the corresponding tensor. (During transition from axis [110] — actual crystallographic direction — to axis [100] the formulated conditions ensure equality between the experimental value of  $[(a_{\parallel} - a_s)/a_s]_{[110]}$  and full strain  $\varepsilon_{11}$ ). The quantities  $\varepsilon_{33}$  and  $\varepsilon_{11}$  allow us to calculate on the basis of the linear theory of elasticity the misfit  $\varepsilon_0 = (a_R - a_s)/a_s$ ,

where  $a_R$  — spacing of the fully relaxed lattice of the given epitaxial layer.

The simplest method for calculation of the residual elastic strains in the epitaxial layers of the multilayer thin-film systems is an idea that in every epitaxial layer of the MM-buffer the elastic stresses  $\sigma_{33}$  (that is, stresses along axis [001]) are absent. At such an approach the multilayer thin-film system boils down to a set of single-layer heterostructures, the epitaxial layer of which has a free surface, which allows us to simplify the problem essentially. In this case for the crystals of the cubic system between the elastic strains  $e_{11}$  and  $e_{33}$ , in accordance with Hook law, the following correlation will be fair:

$$\frac{e_{33}}{e_{11}} = -\frac{2C_{12}}{C_{11}}, \quad (4)$$

where  $C_{11}$  и  $C_{12}$  are elastic stiffness coefficients. Elastic strains  $e_{ii}$  and the misfit  $\varepsilon_0$  in the crystals of the cubic system are connected between themselves by the following relation [18]

$$e_{ii} = \varepsilon_{ii} - \varepsilon_0, \quad (5)$$

which allows us to determine the elastic strains relatively to a substrate in every epitaxial layer. Considering (4) and (5), it is possible to show, that the misfit  $\varepsilon_0$  and full strains  $\varepsilon_{33}$  and  $\varepsilon_{11}$  (whose values are obtained experimentally) are connected among themselves in the following way:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_{33} - \frac{2C_{12}}{C_{11} + 2C_{12}} (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11}). \quad (6)$$

The experimental values of  $\varepsilon_{33}^{(i)}$  and  $\varepsilon_{11}^{(i)}$  ( $i$  is the number of the layer), and also the results of calculation of  $\varepsilon_0^{(i)}$  and  $e_{11}^{(i)}$ , done on the basis of the experimental data, are presented in Table 2. In the calculations the lattice spacing of GaAs, in accordance with [19], is accepted as equal to 0.565321 nm.  $C_{11}$  and  $C_{12}$ , necessary for calculation of the elasticity stiffness coefficients of  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  triple solutions were obtained on the basis of Vegard's law, proceeding from the corresponding data for the chemical compounds of InAs and AlAs [20]. The values of  $\varepsilon_0^{(4)}$  and  $e_{11}^{(4)}$  presented in Table 2 were obtained on the basis of equality  $\varepsilon_{11}^{(4)} = \varepsilon_{11}^{(5)}$ , which results from the analysis of the conditions for formation of a dislocation-free layer [6]. The dislocation-free structure of the fifth step of the MM-buffer is well visible in fig. 4, which presents a cross-section electron-microscopic image of MHEMT (received by means of a Jeol 2010 transmission electron microscope at the accelerating voltage of 200 kV). We should point out that equality  $\varepsilon_{11}^{(4)} = \varepsilon_{11}^{(5)}$  allows us to determine vector  $q_y^{224}$  for layer 4; thus calculated value of vector  $q_y^{224}$  agrees with the reciprocal space map for 224 reflection (see

fig. 2, b). From the data presented in Table 2 it is visible, that the inverse step (and also the bottom barrier layer) are characterized by a considerably smaller value of the residual elastic strain in comparison with the other layers, which corresponds to the ideology of creation of an inverse step in the MM-buffer design [21]. These two constructive elements have no influence on the character of distribution of the residual elastic strains in the first five steps of MM-buffer and we will not consider them below. It is necessary to point out, that the values of the misfit presented in Table 2 are less, than the corresponding values of  $\varepsilon_0$  calculated on the basis of Vegard law. Such a state of affairs is, apparently, due to the existence in the epitaxial layers of MHEMT of the compressive stresses  $\sigma_{33}$ , the presence of which makes the physical situation somewhat similar to a case of a uniform compression. Nevertheless, the model of elastic state of the system of layers, accepted in the given work, describes correctly the structural state of the dislocation-free layer and of the inverse step — the basic constructive elements of the MM-buffer.

### 3. Modeling of the strain field on the basis of a geometrical principle

The spatial distribution of the residual elastic strain is presented in fig. 5. It is obvious that the distribution consists of two parts: "a pedestal" relating to the bottom four steps of the MM-buffer, and a deformation "splash" characterizing the structural state of the fifth step. Thus, the data of the X-ray structural analysis correspond to the electron-microscope research implemented in the given work (see fig. 4).

The numerical relation between the residual compressive strain and thickness of the layer of  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  composition (at  $x = 0.05...0.25$ ), grown on (001) GaAs substrate, established in [8, 9], looks like the following:

$$|e_{11}| = \frac{k}{h}, \quad (7)$$

where  $h$  — thickness of the epitaxial layer,  $k$  — constant equal to  $0.8 \pm 0.1$  nm. The results received in our research can also be described by a similar formula, which looks like the following:

$$|e_{11}^{dfl}| - |e_{11}^{av}| = \frac{k}{h^{dfl}}, \quad (8)$$

where  $h^{dfl}$  — thickness of the dislocation-free layer;  $e_{11}^{dfl}$  — residual elastic compressive strain in the dislocation-free layer;  $e_{11}^{av}$  — average residual elastic compressive strain in the bottom four steps of the MM-buffer. The value of  $e_{11}^{av}$  characterizes the system consisting of four bottom steps of the MM-buffer, as one

unit, and according to [22] it is defined by the following expression:

$$e_{11}^{av} = \frac{\sum_i e_{11}^{(i)} h_i}{\sum_i h_i}, \quad (9)$$

where  $h_i$  — thickness of  $i$ -layer (step),  $i$  varies from 1 up to 4. The value of the phenomenological constant  $k$ , in our case, equals to 0.85 nm, which is close enough to the value of  $k$ , received in the works by Dunstan [8, 9]. The physical-chemical properties of InAlAs and InGaAs solutions should be close, because the chemical properties of GaAs and AlAs compounds are close (these compounds have the same crystal lattices, practically identical lattice spacing and close values of the elastic stiffness coefficients), hence, the relaxation processes in the single-layer epitaxial heterostructures with the layers of InAlAs and InGaAs should be characterized by the same phenomenological constant. Hence, in an ideal case of a strain relief in the MM-buffer (that is, when the strain relief in the bottom steps of the buffer occurs completely) the residual elastic strain in the dislocation-free layer should be defined by the expression (7). The difference of the generalization, which we offer, from the modeling description of the process of the strain relief in a step-graded MM-buffer [23], based on the ideas of a complete strain relief in the bottom steps of the MM-buffer, consists in the fact that it takes into account the influence of the "frozen" strain field, appearance of which is caused by the effect of the work hardening, taking place in the bottom (first four) buffer steps. A possibility of the existence of "a frozen" strain field in the layered multilayer systems was mentioned in [24] in the modeling description of the behavior of the system of dislocations in such objects.

The coincidence of the phenomenological constants for the single-layer and multilayer step-graded heterostructures (in the latter case with account of the effect of "the frozen" elastic strain) allows us to create on the basis of "the geometrical principle" [12], expressed in formulas (7) and (8), a rather simple graphic method for calculation of the limiting values of the residual elastic compressive strains and thickness of the dislocation-free layer in a single-layer buffer with a continuously varying (under the linear law) the misfit  $\varepsilon_0$ . The method is based on the statement, that the process of the strain relief is controlled by the product of  $\varepsilon_0 h_c$  ( $h_c$  — a certain critical thickness of the layer, depending in the implicit image of the misfit  $\varepsilon_0$ ), which is a constant value, not dependent on the thickness of the epitaxial layer  $h$ . In case, when the thickness of the epitaxial layer  $h < h_c$ , a strain relief does not occur. At  $h > h_c$  a process of a strain relief develops in the epitaxial layer, which ensures equality  $|e_{11}|h = \varepsilon_0 h_c$ . A con-

nection between the residual elastic strain and thickness of the epitaxial layer is illustrated by fig. 6 (the axis of the deformations in the figure is designated by a generalized symbol  $\varepsilon$ , while the full strain in the lateral direction  $\varepsilon_{11}$  — by the symbol  $\Delta\varepsilon$ ). The areas of the rectangles presented in fig. 6 (designated by symbol  $S$ ) are equal to each other (in accordance with the data [8, 9]  $S = 0.8$  nm), which ensures agreement of the given method of calculation of  $|e_{11}|$  with expression (5) and allows to determine correctly the value of the residual elastic strain. Fig. 7 presents a single-layer heterostructure with the misfit  $\varepsilon_0$ , the value of which varies by the thickness of layer  $h$  in a linear way. The area of the triangle  $S$  cut off by the straight line  $\varepsilon_0(z)$  is equal to the areas of the rectangles presented in fig. 6. It is not difficult to show that in this case the thickness of the dislocation-free layer of  $z_0$  is determined by the following expression:

$$z_0 = \sqrt{\frac{2S}{\alpha}}, \quad (10)$$

where  $\alpha$  — modulus of the rate of grade  $|d\varepsilon_0/dz|$ , while the residual compressive strain  $\varepsilon_s$  at the surface of the layer (at point  $z = 0$ ) will be equal to

$$\varepsilon(z = 0) = \varepsilon_s = \sqrt{2S\alpha}. \quad (11)$$

Let us check applicability of the given method to calculation of the thickness of the dislocation-free layer and the residual compressive strain created in it in relation to the studied MHEMT, assuming, that the used approximation, considering the step-graded MM-buffer as a set of layers with a free surface, describes adequately the structural state of the buffer's steps. In this case, in accordance with the design of the step-graded buffer, the elastic compressive strain in a dislocation-free layer  $|e_{11}^{dff}|$  (with correction for the effect of the "frozen" strain field) will be the averaged value of function  $\varepsilon(z)$  in segment  $0 \leq z \leq z_0$  in the single-layer buffer of a variable composition. Thus, in the step-graded buffer  $|e_{11}^{dff}| = \varepsilon_s/2 = \sqrt{2S\alpha}/2$ . A possibility of application of the given method to the studied MHEMT is illustrated by fig. 8, which shows a spatial distribution of the misfit  $\varepsilon_0$  in the first five steps of the MM-buffer. It is visible that distribution of  $\varepsilon_0(z)$  is close to the linear one with a gradient of  $3.1 \cdot 10^{-5} \text{ nm}^{-1}$ . Calculation on the basis of formulas (10) and (11) gives the values of  $z_0 = 230$  nm and  $|e_{11}^{dff}| = 3.5 \cdot 10^{-3}$ , which differ a little from the corresponding experimental values:  $z_0 = 200$  nm and  $(|e_{11}^{(5)}| - |e_{11}^{av}|) = 4.25 \cdot 10^{-3}$ . Proceeding from these data it is possible to draw a conclusion, that the dislocation-free layer of the MM-buffer in the given MHEMT, as a constructive element bearing the basic structural load, is overstressed. From our calculations it follows, that the optimal thickness of the layer is equal

to 230 nm. An increase of the thickness of the dislocation-free layer will lead to reduction of the elastic compressive strain and, hence, to reduction of the level of the compressive stresses, which should affect positively the quality of the subsequent epitaxial layers and, as consequence, improve the electric-physical parameters of the two-dimensional electron gas in a quantum well.

## Conclusion

An example of the step-graded MM-buffer shows that the approach to the layered thin-film system as a set of separate epitaxial layers with a free surface allows us to calculate the value of the residual elastic compressive strain in each step of the buffer and to reveal general laws of behavior of a strain relief in the multilayer and single-layer heterostructures. Despite the existence due to work hardening in the layers of MM-buffer of the compressive vertical stresses approaching the physical situation in each epitaxial layer to a case of a uniform compression, such an approach describes correctly the structural state of such important constructive elements of the step-graded MM-buffer as a dislocation-free layer and an inverse step. A correction for the effect of work hardening in the bottom steps of the MM-buffer allows us to receive a phenomenological description of the strain relief similar to the one established for the single-layer heterostructures. On the basis of the offered approach a graphic method was developed for calculation in the step-graded MM-buffer of the thickness of the dislocation-free layer and the elastic compressive strain created in it.

## References

1. Imaizumi M., Hirotani M., Soga T. Study on effect of an intermediate buffer layer structure on the growth of GaAs layers on GaP substrates, *Proceedings of IEEE 42<sup>nd</sup> Photovoltaic Specialist Conference*, 2015, 5 p.
2. Kumar R., Bag A., Mukhopadhyay P., Das S., Biswas D. Comparison of different grading schemes in InGaAs metamorphic buffers on GaAs substrate: tilt dependence on cross-hatch irregularities, *Applied Surface Science*, 2015, vol. 357, pp. 922–930.
3. Kujofsa T., Ayers J. E. Equilibrium lattice relaxation and misfit dislocations in continuously- and step-graded  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  (001) and  $\text{GaAs}_y\text{P}_{1-y}/\text{GaAs}$  (001) metamorphic buffer layers, *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, 2015, vol. 24, no. 3/4, pp. 152009 (8).
4. Andrews A. M., Speck J. S., Romanov A. E., Bobeth M., Pompe W. Modeling cross-hatch surface morphology in growing mismatched layers, *J. Appl. Phys.*, 2002, vol. 91, no. 4, pp. 1933–1943.
5. Galiev G. B., Klimov E. A., Imamov R. M., Ganin G. V., Pushkarev S. S., Maltsev P. P., Zhigalina O. M., Orekhov A. S., Vasil'ev A. L., Presniakov M. Yu., Trunkin I. N. Primenenie vysokorazreshayushchey rentgenovskoy diffraktometrii i prosve-

chivayushchey elektronnoy mikroskopii dlya izucheniya stroeniya mnogosloinykh tranzistornykh nanogeterostruktur, *Poverkhnost. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neitronnye issledovaniya*, 2016, no. 5, pp. 32–47 [in Russian]. (Galiev G. B., Klimov E. A., Imamov R. M., Ganin G. V., Pushkarev S. S., Maltsev P. P., Zhigalina O. M., Orekhov A. S., Vasil'ev A. L., Presniakov M. Yu., Trunkin I. N. High Resolution X-ray diffractometry and transmission electron microscopy as applied to the structural study of InAlAs/InGaAs/InAlAs multilayer transistor heterostructures, *J. Surface Investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques*, 2016, vol. 10, no. 3, pp. 495–509).

6. Tersoff J. Dislocations in strain relief compositionally graded layers, *Appl. Phys. Lett.*, 1993, vol. 62, no. 7, pp. 693–695.
7. Drigo A. V., Audinli A., Carnera A., Genova F., Rigo C., Ferrari C., Franzosi P., Salviati G. On the mechanisms of strain release in molecular-beam epitaxy-grown  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  single heterostructures, *J. Appl. Phys.*, 1989, vol. 66, no. 5, pp. 1975–1983.
8. Dunstan D. J., Kidd P., Howard L. K., Dixon R. H. Plastic relaxation of InGaAs grown on GaAs, *Appl. Phys. Lett.*, 1991, vol. 59, no. 26, pp. 3390–3392.
9. Dunstan D. J., Kidd P., Beanland R., Sacedon A., Calleja E., Gonzalez L., Gonzalez Y., Pacheco F. J. Predictability of plastic relaxation in metamorphic epitaxy, *Materials science and technology*, 1996, vol. 12, pp. 181 (6).
10. People R., Bean J. C. Calculation of critical layer thickness versus lattice mismatch for  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$  strained-layer heterostructures, *Appl. Phys. Lett.*, 1985, vol. 47, no. 3, pp. 322–324.
11. Matthews J. W., Blakeslee A. E. Defects in epitaxial multilayers. I. Misfit dislocations, *J. Cryst. Growth.*, 1974, vol. 27, pp. 118–125.
12. Dunstan D. J., Young S., Dixon R. H. Geometrical theory of critical thickness and relaxation in strained-layer growth, *J. Appl. Phys.*, 1991, vol. 70, no. 6, pp. 3038–3045.
13. Ayers J. E., Ghandhi S. K., Schowalter L. J. Crystallographic tilting of heteroepitaxial layers, *J. Cryst. Growth.*, 1991, vol. 113, pp. 430–440.
14. Bowen D. K., Tanner B. K. *Vysokorazreshayushchaya rentgenovskaya diffraktometriya i topografiya*, Sankt Peterburg, Nauka, 2002, 275 p. [in Russian]. (Bowen D. K., Tanner B. K. High-resolution X-ray diffractometry and topography, London, Francis & Taylor Ltd, 1998, 267 p.).
15. Abrosimova G. E. Evolyutsiya struktury amorfnykh spлавov, *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 2011, vol. 181, no. 12, pp. 1265–1281 [in Russian].
16. Aleshin A. N., Bugaev A. S., Ermakova M. A., Ruban O. A. Issledovanie MHEMT geterostruktury s kanalom  $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$ , vyrashchennoi metodom MLE na podlozhke GaAs, s pomoshch'yu postroeniya kart obratnogo prostranstva, *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*, 2015, vol. 49, is. 8, pp. 1039–1044. [in Russian]. (Aleshin A. N., Bugaev A. S., Ermakova M. A., Ruban O. A. Study of a MHEMT heterostructure with an  $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$  channel MBE-grown on a GaAs substrate using reciprocal space mapping, *Semiconductors*, 2015, vol. 49, no. 8, pp. 1039–1044).
17. Chauveau J.-M., Androussi Y., Lefebvre A., Di Persio J., Cordier Y. Indium content measurements in metamorphic high electron mobility transistor structures by combination of reciprocal space mapping and transmission electron microscopy, *J. Appl. Phys.*, 2003, vol. 93, no. 7, pp. 4219–4225.
18. Khapachev Yu. P., Dyshenkov A. A., Kiselev D. S. The theory of X-ray diffraction analysis of elastic-strain states in epitaxial films, *Phys. Stat. Sol. B.*, 1984, vol. 126, pp. 37–42.
19. Straumanis M. E., Kim C. D. Phase extent of gallium arsenide determined by the lattice constant and density method, *Acta Cryst.*, 1965, vol. 19, pp. 256–259.

20. **Tu K. N., Mayer J. W., Feldman L. C.** *Electronic thin film science. For electrical engineers and materials scientists*, New York, Macmillan Publishing Company, 1992, 428 p.

21. **Cordier Y., Ferre D.** InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps, *J. Cryst. Growth.*, 1999, vol. 201/202, pp. 263–266.

22. **Dunstan D. J., Kidd P., Fewster P. F., Andrew N. L., Grey R., David P. R., Gonzalez L., Gonzalez Y., Sacedon A., Gonzalez-Sanz F.** Plastic relaxation of metamorphic single layer

and multilayer InGaAs/GaAs structures, *Appl. Phys. Lett.*, 1994, vol. 65, no. 7, pp. 839–841.

23. **Dunstan D. J.** Mathematical model for strain relaxation in multilayer metamorphic epitaxial structures, *Phil. Mag. A.*, 1996, vol. 73, no. 5, pp. 1323–1332.

24. **Gonzalez D., Araujo D., Aragon G., Garcia R.** A work hardening based model of the strain relief in multilayer graded buffer structures, *Appl. Phys. Lett.*, 1997, vol. 71, no. 21, pp. 3099–3101.

УДК 621.382.323

DOI: 10.17587/mnst.19.541-550

**А. Ю. Павлов**, канд. техн. наук, зав. лаб., e-mail: p.alex.ur@yandex.ru

Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), г. Москва

## ПЕРЕХОД ОТ СПЛАВНОЙ К НЕСПЛАВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ ПРИ РОСТЕ ДИАПАЗОНА РАБОЧИХ ЧАСТОТ СВЧ МИС НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

Поступила в редакцию 05.07.2017

*Представлены результаты сравнения сплавной технологии формирования омических контактов с несплавной в маршруте изготовления СВЧ полевых транзисторов и схем на их основе. Перечислены требования к омическим контактам, предъявляемые при изготовлении СВЧ полевых транзисторов. Показано, что замена сплавной технологии омических контактов несплавной технологией позволит обеспечить рост частотных параметров транзисторов и схем на их основе не только за счет уменьшения удельного сопротивления, но и за счет отсутствия высокотемпературного сплавления традиционных омических контактов, обеспечивающего гладкий рельеф поверхности контактной металлизации, необходимый для точного вписывания затворов Шоттки в расстояние сток — исток СВЧ полевого транзистора.*

**Ключевые слова:** нитрид галлия, омический контакт, полевой транзистор, сплавная технология, несплавная технология, удельное контактное сопротивление, морфология, воспроизводимость

### Введение

В России, как и за рубежом, технологии создания изделий сверхвысокочастотной (СВЧ) электроники отнесены к критическим технологиям. Особенность текущего момента — новые технологии СВЧ электроники только разрабатываются, элементная база еще создается, рынки только формируются [1]. Сантиметровый и миллиметровый диапазоны длин волн представляют большой интерес с точки зрения многофункциональных приложений. Сюда можно отнести: высокопроизводительные каналы точка-точка с пропускной способностью 140/155 Мбит/с; магистральные соединения с частотами 7,9...8,4 ГГц; системы радаров, включая РЛС с синтезированной апертурой, антенные решетки с электронным сканированием и активные фазированные антенные решетки (АФАР); аппаратуру систем и комплексов навигации и связи; симуляторы и оборудование для тестирования [2]. При освоении частотного диапазона выше 10 ГГц

был сделан вывод о необходимости проведения исследований по оптимизации ряда технологических операций изготовления СВЧ транзисторов и схем на их основе. При разработке монолитных интегральных схем (МИС) сантиметрового и миллиметрового частотных диапазонов планировалось внедрить технологию несплавных омических контактов. Рассмотрим причины необходимой замены традиционных сплавных омических контактов на несплавную технологию при росте рабочего диапазона частот, изготавливаемых МИС.

### Методы формирования омических контактов. Сплавные и несплавные омические контакты

Омические контакты к структурам на основе нитрида галлия формируются двумя методами: с помощью сплавной и несплавной технологий [3].

Омические контакты к нитриду галлия, формируемые с использованием высокотемпературного быстрого термического отжига (RTA) получили

название сплавного омического контакта и нашли широкое применение в первых работах по полевым СВЧ транзисторам.

Можно выделить два основных этапа формирования сплавных контактов к гетероструктуре AlGaIn/GaN.

1. *Подбор системы металлизации.* Для создания омического контакта к полупроводникам *n*-типа на основе GaN чаще всего используют многокомпонентные контакты на основе Ti, образующие в процессе термообработки соединения с низкой работой выхода [4]. Низкое сопротивление омического контакта металл — GaN (до  $10^{-6}$ – $10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup> при высоких концентрациях носителей в полупроводнике) обычно связывают с образованием вакансий азота за счет взаимодействия GaN с материалом контакта, например Ti. Такие вакансии азота образуют нарушенный слой под контактом, играющий роль сильнолегированного слоя.

2. *Подбор режимов термической обработки.* Подбор температуры, времени отжига, а также кривой нагрева. Отжиг проводят в инертной среде.

Формирование сплавных омических контактов к гетероструктурам AlGaIn/GaN заключается в основном в выборе композиции и экспериментальном исследовании влияния разных наборов композиции (по толщине слоев), либо влияния одного слоя композиции после стандартных термических обработок на конечное удельное контактное сопротивление и морфологию поверхности контакта (измерение шероховатости).

Образование несплавных омических контактов идет к сильнолегированному GaN, за счет этого его можно рассматривать как барьер Шоттки с низким или узким потенциальным барьером. Поэтому механизм протекания тока через такие омические контакты носит характер туннелирования или полевой эмиссии [4].

Методы несплавных омических контактов можно поделить по следующим способам формирования сильнолегированного GaN:

- предварительное легирование защитного (контактного) слоя в процессе роста гетероструктуры;
- ионное легирование областей под омические контакты;
- доразращивание сильнолегированного GaN через предварительно сформированную маску.

При использовании сильнолегированного защитного (контактного) слоя GaN, сформированного при росте гетероструктуры, необходимо удалить сильнолегированный полупроводник в области между омическими контактами. Для формирования СВЧ полевых транзисторов на структурах  $n^+$ -GaN/AlGaIn/GaN после создания приборной изоляции и напыления контактной металлизации

нужно селективно плазмохимическим травлением в хлорсодержащей среде удалить  $n^+$ -GaN до барьерного слоя AlGaIn. Наносимая металлизация на  $n^+$ -GaN позволяет сразу получить омический контакт без термического отжига. При этом происходит плазменное воздействие в результате травления GaN на барьерный слой, с внесением в подзатворную область дефектов.

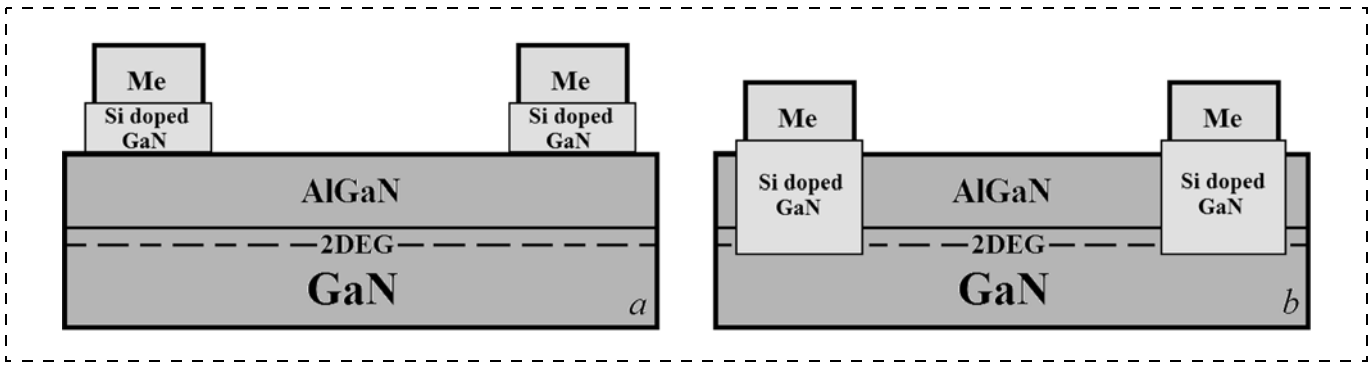
Формирование сильнолегированного GaN ионной имплантацией проходит в два этапа, ионная имплантация кремния (загонка примеси) через предварительно сформированную маску и последующий высокотемпературный отжиг (разгонка или активация примеси). После формирования областей, легированных кремнием, выполняется контактная металлизация, не требующая высокотемпературной обработки. Использование ионной имплантации под омические контакты приводит к образованию высокой плотности дефектов во время высокотемпературного отжига в неимплантированных областях.

На сегодняшний день наиболее распространенная технология несплавных омических контактов к гетероструктурам AlGaIn/GaN — технология эпитаксиально доразращиваемого сильнолегированного GaN в окнах под омические контакты через предварительно сформированную маску [5–8]. Суть метода заключается в формировании диэлектрической маски на гетероструктуре, затем формирование в диэлектрике окон под омические контакты, эпитаксиальный рост  $n^+$ -GaN при температурах порядка 800 °С, которые ниже ростовых температур гетероструктуры, удаление диэлектрической маски и напыление металлизации контакта на  $n^+$ -GaN. В некоторых вариантах перед эпитаксиальным ростом плазмохимически через диэлектрическую маску заглубляются до уровня двумерного электронного газа (2DEG). Схематически схема формирования несплавных омических контактов с доразращиваемым  $n^+$ -GaN показана на рис. 1.

Достоинствами несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGaIn/GaN являются хорошая воспроизводимость (зависимость сопротивления в основном от легированного GaN); хорошая морфология контактов, которая определяется только шероховатостью поверхности под металлизацию и внесенными дефектами самой металлизации; низкое сопротивление. Недостаток — необходимость в использовании высокотехнологичного дорогостоящего оборудования.

Для реализации СВЧ транзисторов с несплавными омическими контактами была выбрана технология с доразращиванием сильнолегированного GaN, так как в ней отсутствуют плазмохимическое воздействие на барьерный слой AlGaIn и высокотемпературная активация (более 1000 °С) перед





**Рис. 1.** Схематическое изображение использования дораставаемого сильнолегированного GaN при формировании несплавных омических контактов к AlGaIn/GaN: *a* — без заглабления до уровня 2DEG; *b* — с заглаблением до уровня 2DEG

*Fig. 1.* Regrown heavily doped GaN use in fabrication of non-alloyed ohmic contacts to AlGaIn/GaN: *a* — without penetration down to 2DEG level; *b* — with penetration down to 2DEG level

нанесением контактной металлизации. При этом формируемые диэлектрические покрытия для создания маски под рост служат защитным слоем для активных областей гетероструктуры. На реализацию несплавных омических контактов с использованием диэлектрической маски под рост сильнолегированного GaN был получен патент Российской Федерации [9].

#### Требования к омическим контактам при изготовлении полевых транзисторов на гетероструктурах на основе нитрида галлия

На этапе изготовления омических контактов полевого транзистора они должны удовлетворять некоторым требованиям. Одно из основных требований — низкое удельное контактное сопротивление и воспроизводимость. Помимо этого омические контакты должны иметь высокую проводимость, хорошую адгезию металлов к полупроводнику, тепловую устойчивость, однородность границы контакта, технологичность (формирование контакта доступными методами), высокую коррозионную стойкость, хорошую морфологию поверхности металлизации.

Уменьшение удельного контактного сопротивления к гетероструктуре влияет на доступ к двумерному электронному газу гетероструктуры, и соответственно на статические и динамические характеристики полевых транзисторов. Поэтому уменьшение контактного сопротивления приведет к минимизации паразитных сопротивлений прибора. Одними из основных частотных параметров СВЧ полевого транзистора являются его граничные частоты усиления по току  $F_t$  и по мощности  $F_{max}$ :

$$F_t = \left[ 2\pi \left( \frac{L_g}{v_e} \right) + C_{gs}(R_s + R_d) \right]^{-1}, \quad (1)$$

где  $R_s$  и  $R_d$  — сопротивление истока и стока;  $C_{gs}$  — емкость затвор — исток;  $v_e$  — дрейфовая скорость электрона;  $L_g$  — длина затвора;

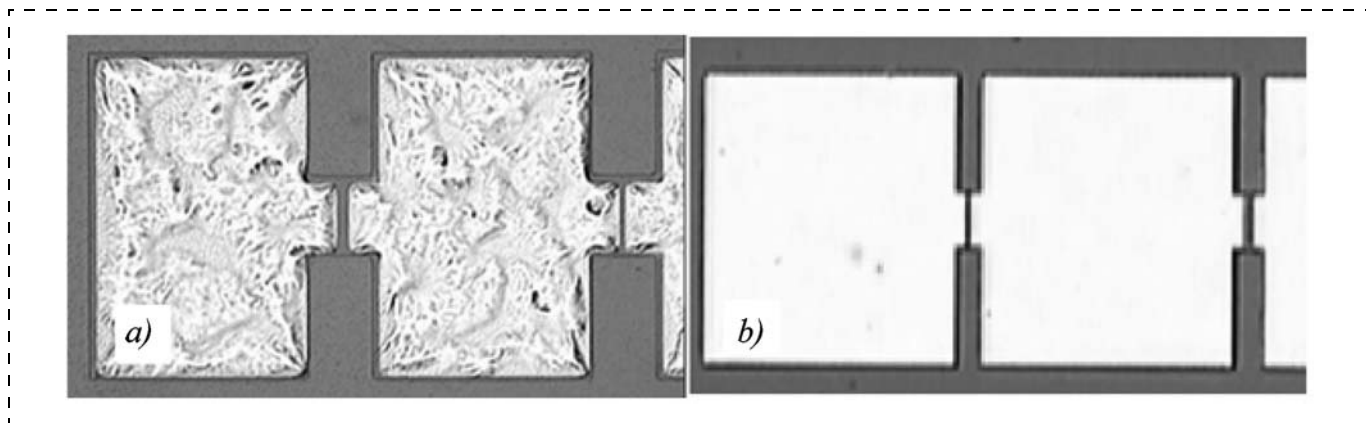
$$F_{max} = \frac{F_t}{\sqrt{(R_g + R_s + R_i) \left( g_D + g_m \frac{C_{gd}}{C_{gs}} \right)}}, \quad (2)$$

где  $g_D$  — выходная проводимость;  $g_m$  — крутизна;  $C_{gd}$  и  $C_{gs}$  — емкости затвор — сток и затвор — исток;  $R_i$  — внутреннее сопротивление затвор — исток;  $R_g$  — сопротивление затвора;  $R_s$  — сопротивление исток — затвор.

В выражениях данных параметров (1) и (2) видна зависимость частотных параметров от сопротивления истока, стока и внутреннего сопротивления затвор — исток [10].

Таким образом, уменьшение удельного сопротивления омических контактов позволит улучшить параметры полевого транзистора, на основе которых формируются монолитные интегральные схемы. При традиционной сплавной технологии удельное сопротивление составляет обычно 0,5 Ом · мм, при несплавной технологии — 0,15 Ом · мм.

Внедрение технологии формирования омических контактов в промышленное производство и использование ее при исследовании приборов на нитриде галлия требуют хорошей воспроизводимости результата формирования контактов. То есть результат должен зависеть от меньшего числа параметров процесса формирования омического контакта. При традиционной сплавной технологии конечный результат зависит от большого числа параметров: это толщина каждого слоя композиции металлизации омического контакта; температура; время сплавления композиции и впавления в полупроводник; кривая нагрева. Рабочий диапазон температур сплавления — узкий. При несплавной технологии результат определяется качеством



**Рис. 2.** Фотографии морфологии сплавных (а) и несплавных (б) омических контактов, полученные в оптическом микроскопе  
*Fig. 2. Photographs of the morphology of alloyed (a) and non-alloyed (b) ohmic contacts obtained with optical microscope*

сформированного сильнолегированного полупроводника под металлизацией омического контакта.

В плане технологической реализации сплавные омические контакты просты. Необходимо нанести состав композиции металлизации омического контакта с соблюдением всех толщин слоев, после нанесения провести отжиг в инертной среде в определенном интервале температур. После сплавления формируется развитый рельеф металлизации, что не позволяет использовать данный слой для формирования периферии прибора и меток для электронно-лучевой литографии. Это затрудняет вписывание затвора Шоттки в расстояние сток — исток, усложняя таким образом формирование приборов с малым расстоянием сток — исток при изготовлении приборов, работающих в более высоком частотном диапазоне.

Несплавные омические контакты за счет отсутствия высокотемпературной обработки после нанесения состава металлизации контакта позволяют сохранить гладкий рельеф и ровную границу омических контактов полевого транзистора в схеме. Это дает возможность формировать метки для электронно-лучевой литографии в одном слое с металлизацией контактов, что обеспечивает лучшее вписывание между омическими контактами полевого транзистора, расстояние между которыми может составлять несколько микрометров. Морфология сформированных омических контактов на тестовых элементах для сплавных и несплавных омических контактов показана на рис. 2.

Как показывает зарубежная практика, для достижения максимального результата на гетероструктурах на основе нитрида галлия используется технология несплавных омических контактов. Получен предел по граничной частоте усиления по току для гетероструктур на основе нитрида галлия в 2013 г., который составил 454 ГГц за счет использования технологии несплавных омических кон-

тактов к двумерному электронному газу и технологии самосовмещения [11]. При этом длина затвора составила 20 нм, а расстояние сток — исток — 120 нм.

Замена сплавной технологии формирования омических контактов на несплавную, помимо улучшения удельного сопротивления омических контактов, позволит отказаться от высокотемпературного отжига, что обеспечит лучшее вписывание затвора Шоттки и уменьшит расстояние сток — исток для воспроизводимой реализации проектов на частотные диапазоны выше 10 ГГц на гетероструктурах AlGaIn/GaN.

#### **Сравнение частотных характеристик полевых транзисторов с омическими контактами, изготовленными разными методами**

Для оценки вклада паразитного сопротивления омических контактов в частотные характеристики полевого транзистора сравним характеристики тестовых транзисторов одинаковой топологии ( $2 \times 50$  мкм), изготовленных на схожих конструкциях гетероструктур с одинаковыми затворами по сплавной и несплавной технологиям омических контактов. Данные сравнения представлялись и обсуждались на российских и международных конференциях [12—15].

Для изготовления полевого транзистора на гетероструктуре AlGaIn/GaN необходимо выполнение следующих ключевых этапов:

- формирование приборной изоляции за счет плазмохимического травления активных слоев гетероструктуры в местах электрического разрыва по полупроводнику;
- формирование омических контактов (либо сплавная, либо несплавная технологии);
- формирование затвора Шоттки, создание сложного профиля в резистивной маске, с последу-

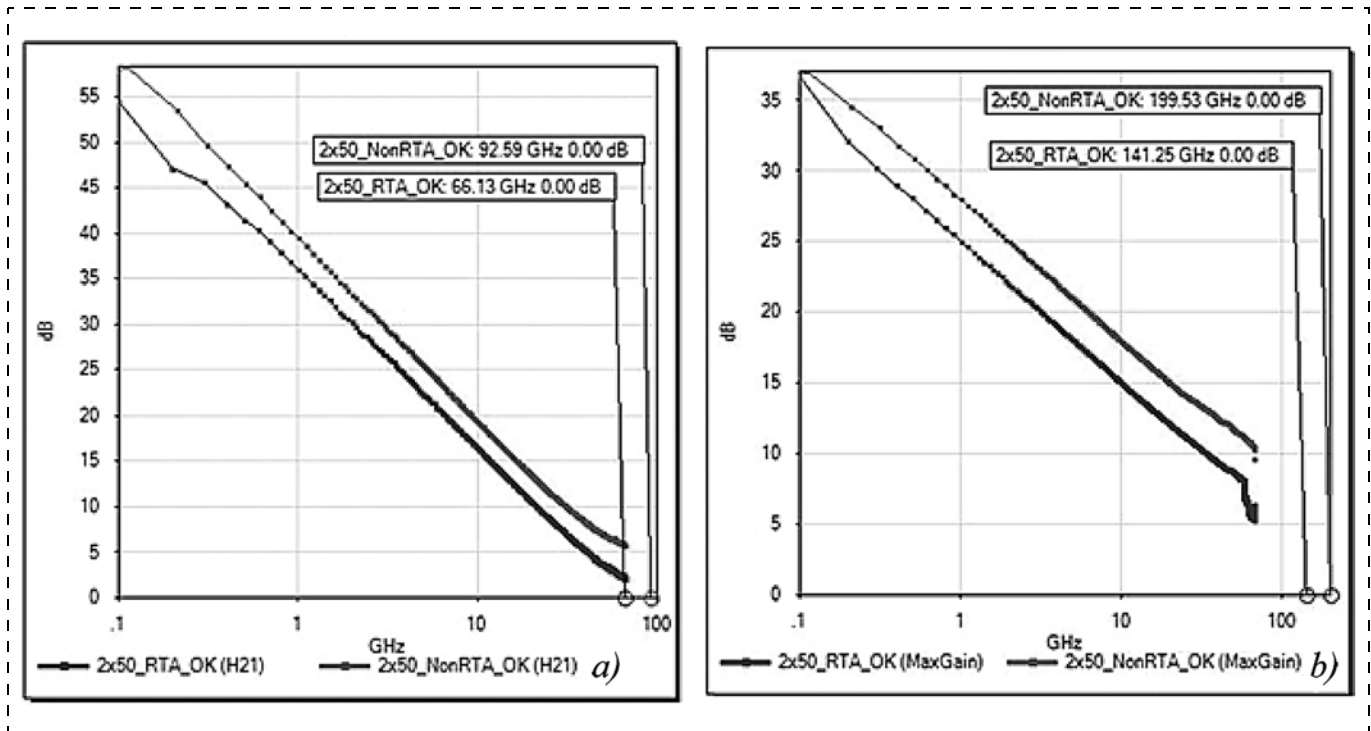


Рис. 3. Частотные характеристики тестовых транзисторов с суммарной шириной затвора 100 мкм и длиной 0,12 мкм, изготовленных со сплавными (RTA) и несплавными (NonRTA) омическими контактами: а — граничная частота усиления по току; б — граничная частота усиления по мощности

Fig. 3. Frequency-response characteristics of test transistors with the total gate width of 100  $\mu\text{m}$  and total length of 0.12  $\mu\text{m}$  fabricated with alloyed (RTA) and non-alloyed (nonRTA) ohmic contacts: a — current-gain cut-off frequency; b — maximum power-gain frequency

ющим напылением металлизации выпрямляющего контакта;

- формирование пассивации активных областей, которое проходит в две стадии: плазмохимическое нанесение диэлектрической пленки, затем через резистивную маску удаление диэлектрика по рисунку пассивации.

При сплавной технологии использовали классическую систему металлизации омического контакта Ti/Al/Ni/Au с толщинами 25/150/80/60 нм соответственно. Термическую обработку проводили при температуре 820 °C в течение 20 с в среде азота [12]. Удельное контактное сопротивление сплавных омических контактов Ti/Al/Ni/Au составило 0,5 Ом · мм.

При несплавной технологии с дорасширяемым  $n^+$ -GaN предварительно формируется диэлектрическая маска, через которую осаждается сильнолегированный GaN методом молекулярной лучевой эпитаксии. Таким образом, создается сильнолегированный слой полупроводника под контактную металлизацию, которая не требует дополнительного высокотемпературного отжига [14]. Удельное контактное сопротивление, полученное для несплавных дорасширяемых омических контактов, составило 0,15 Ом · мм.

По отработанному маршруту изготовления транзисторов на гетероструктурах AlGaIn/GaN, содер-

жащему основные этапы, описанные выше, были изготовлены тестовые транзисторы для проведения частотных измерений. В работе использовали гетероструктуры с одинаковыми толщинами активных слоев. Сравнивали транзисторы со сплавными и несплавными омическими контактами, которые имеют два затвора шириной 50 мкм и длиной 0,12 мкм.

Для оценки характеристик в СВЧ диапазоне использовали прецизионный векторный анализатор E8361A фирмы *Agilent Technologies*, работающий в диапазоне 10 МГц...67 ГГц. Результаты измерений граничной частоты усиления по току ( $F_t$ ) и по мощности ( $F_{max}$ ) для полученных полевых транзисторов показаны на рис. 3. Для транзисторов со сплавными омическими контактами  $F_t = 66,13$  ГГц,  $F_{max} = 141,25$  ГГц, для транзисторов с несплавными омическими контактами  $F_t = 92,59$  ГГц,  $F_{max} = 199,53$  ГГц.

Показано, что вклад паразитного сопротивления истока полевого транзистора в выражении граничной частоты усиления по току приводит к заметному изменению ее значения, а так как граничная частота усиления по мощности является функцией от  $F_t$ , то и значение  $F_{max}$  при изменении удельного сопротивления омических контактов также изменилось.

## Заключение

Внедрение технологии несплавных омических контактов дает возможность улучшить частотные характеристики транзисторов за счет уменьшения сопротивления истока, улучшить технологичность их изготовления, позволит уйти от проблем растекания, изменения размеров и форм сплавных омических контактов, что облегчает вписывание затворов в расстояние сток — исток, которое может составлять несколько микрометров.

Предложенная и реализованная технология несплавных омических контактов к гетероструктурам AlGaIn/GaN позволила получить удельное контактное сопротивление  $0,15 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$ , не уступающее мировым аналогам, что в конечном счете сказалось на параметрах полевого транзистора. Крутизна транзистора выросла, измерения частотных характеристик показали улучшение граничной частоты усиления по току и по мощности для полученных полевых транзисторов с несплавными омическими контактами ( $F_t = 92,59 \text{ ГГц}$ ,  $F_{\text{max}} = 199,53 \text{ ГГц}$ ) и показали рекордные значения для России в данной области.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0124, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60715X0124).*

## Список литературы

1. Мальцев П., Шахнович И. СВЧ-технологии — основа электроники будущего, тенденции и рынки // Электроника: НТБ. 2015. № 8. С. 72—85.
2. Федоров Ю. В., Бугаев А. С., Павлов А. Ю., Гнатюк Д. Л., Матвеев О. С., Павлов В. Ю., Слаповский Д. Н., Томош К. Н., Енюшкина Е. Н., Галиев Р. Р., Майтама М. В., Зуев А. В., Крапухин Д. В., Гамкрелидзе С. А. Технология изготовления и разработка монолитных интегральных схем на основе нитрида галлия // Нано- и микросистемная техника. 2017. Т. 19, № 5. С. 273—293.
3. Павлов В. Ю., Павлов А. Ю. Технологии формирования сплавных и несплавных омических контактов к гетероструктурам на основе GaN. Обзор // Нано- и микросистемная техника. 2016. Т. 18, № 10. С. 635—644.
4. Бланк Т. В., Гольдберг Ю. А. Механизмы протекания тока в омических контактах металл — полупроводник. Обзор // Физика и техника полупроводников. 2007. Т. 41, № 11. С. 1281—1308.
5. Pang L., Kim K. Analysis of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors with nonalloyed Ohmic contacts achieved by selective area growth using plasma assisted molecular beam epitaxy // IOSR Journal of Engineering (IOSRJEN). 2014. Vol. 4, N. 2. P. 8—13.

6. Guo J., Li G., Faria F., Cao Y., Wang R., Verma J., Gao X., Guo S., Beam E., Ketterson A., Schuette M., Saurier P., Wistey M., Jena D., Xing H. MBE-regrown ohmics in InAlN HEMTs with a regrowth interface resistance of  $0.05 \text{ } \Omega \cdot \text{mm}$  // IEEE Electron Device Letters. 2012. Vol. 33, N. 4. P. 525—527.

7. Dasgupta S., Nidhi, Brown D. F., Mates T. E., Keller S., Speck J. S., Mishra U. K. Ultra-low ohmic contacts to N-polar GaN HEMTs by In(Ga)N based source-drain regrowth by Plasma MBE // CS Mantech Conference, Portland, Oregon, USA. May 17th—20th. 2010. P. 111.

8. Арутюнян С. С., Павлов А. Ю., Павлов В. Ю., Томош К. Н., Федоров Ю. В. Двухслойная диэлектрическая маска  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$  для создания низкоомных омических контактов к AlGaIn/GaN HEMT // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50, № 8. С. 1138—1142.

9. Патент РФ № 2610346. Способ изготовления омических контактов к нитридным гетероструктурам AlGaIn/GaN / Федоров В. Ю., Павлов А. Ю., Павлов В. Ю. 09.02.2017 Бюл. № 4.

10. Мокеров В. Г., Кузнецов А. Л., Федоров Ю. В., Енюшкина Е. Н., Бугаев А. С., Павлов А. Ю., Гнатюк Д. Л., Зуев А. В., Галиев Р. Р., Овчаренко Е. Н., Свешников Ю. Н., Цацунчиков А. Ф., Устинов В. М. AlGaIn/GaN-СВЧ HEMT-транзисторы с пробивным напряжением выше 100 В и с предельной частотой усиления по мощности  $f_{\text{max}}$  до 100 ГГц // Физика и техника полупроводников. 2009. Т. 43, № 4. С. 561—567.

11. Shinohara K., Regan D. C., Tang Y., Corrion A. L., Brown D. F., Wong J. C., Robinson J. F., Fung H. H., Schmitz A., Oh T. C., Kim S. J., Chen P. S., Nagele R. G., Margomenos A. D., Micovic M. Scaling of GaN HEMTs and Schottky Diodes for Submillimeter-Wave MMIC Applications // IEEE Transactions on Electron Devices. 2013. Vol. 60, N. 10. P. 2982—2996.

12. Павлов А. Ю., Павлов В. Ю., Федоров Ю. В. Влияние технологических приемов на морфологию и сопротивление омических контактов к гетероструктурам на основе GaN // "Мокеровские чтения". 5-я Научно-практическая конференция по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники, 21—22 мая 2014 г.: тезисы докладов. М.: НИЯУ МИФИ. 2014. С. 27—28.

13. Павлов В. Ю., Павлов А. Ю., Зуев А. В., Слаповский Д. Н., Федоров Ю. В. Влияние методов формирования омических контактов на частотные характеристики полевых транзисторов на гетероструктурах AlGaIn/GaN // Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения. 2016. Т. 16, № 4. С. 53—56.

14. Павлов В. Ю., Павлов А. Ю., Слаповский Д. Н., Томош К. Н., Федоров Ю. В. Технология формирования несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGaIn/GaN // Тез. Докл. 11-й Всерос. конф. "Нитриды галлия, индия и алюминия — структуры и приборы". 2017. С. 132—133.

15. Павлов В. Ю., Павлов А. Ю., Слаповский Д. Н., Зуев А. В. Сравнение частотных характеристик СВЧ-транзисторов, изготовленных на основе сплавных и несплавных омических контактов к нитридным гетероструктурам // Микро- и нанотехнологии в электронике. Материалы IX Международной научно-технической конференции — Нальчик: Каб.-Балк. ун-т. 2017. С. 445—449.

**A. Yu. Pavlov**, Ph. D., Head of Laboratory, e-mail: p.alex.ur@yandex.ru  
Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of RAS (IUHFSE RAS), Moscow, 117105,  
Russian Federation

*Corresponding author:*

**Pavlov Aleksandr Yu.**, Ph. D., Head of Laboratory, Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of RAS (IUHFSE RAS), Moscow, 117105, Russian Federation, e-mail: p.alex.ur@yandex.ru

## Transition from Alloyed to Non-Alloyed Ohmic Contact Fabrication Technology and Widening the Range of Gallium Nitride Based Microwave MIC Working Frequencies

Received on July 05, 2017

Accepted on July 14, 2017

*This paper presents a comparison of the results of the alloyed technology for formation of ohmic contacts with a non-alloyed one in the manufacturing route of the microwave field-effect transistors (FETs) and circuits based on them. It also presents the requirements for the ohmic contacts for manufacture of the microwave FETs. For the microwave FETs with non-alloyed ohmic contacts a technology was chosen with a regrown doped GaN, due to absence in it of a plasma-chemical effect on the AlGaN barrier layer, during removal of the doped GaN protective layer and high-temperature activation of the implanted doped impurity (more than 1000 °C) before application of a contact metallization. The author shows that a replacement of the alloyed technology for formation of the ohmic contacts with a non-alloyed one could increase the frequency parameters of the transistors and circuits based on them not only due to reduction of the resistivity, but also due to absence of a high-temperature fusion of the traditional ohmic contacts, the fact, which ensures a smooth relief of the surface of contact metallization, necessary for an accurate insertion of Schottky gates into the drain-source distance of a microwave FET. The resistivity of the manufactured traditional alloyed ohmic contacts was  $0.5 \Omega \cdot \text{mm}$ , for the non-melting points, resistivity of  $0.15 \Omega \cdot \text{mm}$  was obtained. The manufactured test transistors with the non-alloyed ohmic contacts demonstrated the best frequency characteristics.*

**Keywords:** gallium nitride, ohmic contact, field-effect transistor, alloyed technology, non-alloyed technology, specific contact resistance, morphology, reproducibility

*For citation:*

**Pavlov A. Yu.** Transition from Alloyed to Non-Alloyed Ohmic Contact Fabrication Technology and Widening the Range of Gallium Nitride Based Microwave MIC Working Frequencies, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 541–550.

DOI: 10.17587/nmst.19.541-550

### Introduction

Microwave electronics fabrication technologies are considered critical both in Russia and abroad. The today's feature is that the new technologies for microwave electronics and related components are yet under development, and the related markets are emerging [1]. Centimeter- and millimeter wavelength ranges are of great interest as regards versatile applications, these can be high-end point-to-point channels with the throughput of 140/155 Mb/s; trunk connections with the frequencies within the range of 7.9 to 8.4 GHz; radar systems, including synthetic-aperture radars; antenna arrays, electronically scanned arrays and active phased array antennae; navigation and communication systems' equipment; simulators and testing equipment [2]. Investigations in the frequency range beyond 10 GHz have led to a conclusion about the necessity to optimize a number of technologies used in the fabrication of microwave transistors and circuits based thereon. Introduction of the non-alloyed ohmic contact technology was meant to take place at cm- and mm-wavelength range monolithic integrated circuit (MIC) development.

Let us consider the reasons why the conventional alloyed ohmic contact fabrication technology should be

replaced with the non-alloyed one in order to widen the working frequency range of the fabricated MICs.

### Ohmic contact fabrication methods.

#### Alloyed and non-alloyed ohmic contacts

There are two methods to form ohmic contacts to gallium nitride-based structures: using either alloyed or non-alloyed technique [3].

Ohmic contacts to gallium nitride fabricated by high-temperature rapid thermal annealing (RTA) were named alloyed ohmic contacts and were widely used in the early works on microwave FETs.

One can recognize two basic stages of an alloyed ohmic contact fabrication to a AlGaN/GaN heterostructure.

1. *Metallization system selection.* To form an ohmic contact to an *n*-type semiconductor, they mostly use multicomponent Ti-based contacts, which form low work function compounds under thermal treatment [4]. Low resistivity of a metal-GaN ohmic contact (as low as  $10^{-6} - 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}^2$  at a high carrier concentration in the semiconductor) is usually related with nitrogen vacancies appearance due to GaN interaction with a conductor material, for example, with Ti. The nitrogen va-

cancies form a damage layer under the contact, which plays the role of a heavily doped layer.

2. *Thermal treatment mode selection*: selection of annealing temperature, duration, and heating curve. The annealing is carried out in inert atmosphere.

Fabrication of alloyed ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures consists mostly in the selection of a composition and experimental study of the composition versions' (differing in layer thickness) effects or those of an individual layer of the composition on the contact resistivity and contact surface smoothness (roughness measuring) after standard thermal treatment procedures.

Non-alloyed ohmic contact is formed to heavily doped GaN, and so it can be viewed upon as a Schottky barrier with a low or narrow potential barrier. This makes the nature of electric current flow through the ohmic contacts of this type to be that of tunneling or field emission [4].

Non-alloyed methods of ohmic contact fabrication differ in the following ways of heavily doped GaN formation:

- Preliminary doping the protective (contact) layer in the course of heterostructure growth;
- Ion-implantation doping of ohmic contact regions;
- Heavily doped GaN regrowth with a previously formed mask.

If a heavily doped protective (contact) GaN layer formed at the heterostructure growing is used, it is necessary to remove the heavily doped conductor from the area between the ohmic contacts. To fabricate FETs on  $n^+$ -GaIn/AlGaIn/GaN structures, after the device isolation and contact metallization deposition are realized, it is necessary to use plasma-enhanced chemical etching in a chlorine-containing medium for  $n^+$ -GaIn selective removal down to the barrier AlGaIn layer. After that, metallization of  $n^+$ -GaIn layer makes it possible to fabricate the ohmic contact directly, avoiding the high-temperature annealing procedure. This technique also implies plasma action onto the barrier layer (as the result of GaIn etching) with defect introduction into the gate region.

Heavily doped GaIn fabrication by ion implantation is performed in two stages: silicon ion implantation (prediffusion) using a preliminary formed mask and the following high-temperature annealing (drive-in diffusion or impurity activation). After Si-doped regions creation, the contact metallization is carried out, which does not demand high-temperature treatment. The use of ion implantation for ohmic contact fabrication leads to a high defect density appearance in the non-implanted areas during the high temperature annealing.

Today, the most popular fabrication technique for non-alloyed ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures is that of heavily doped GaIn epitaxial regrowth for the ohmic contacts using a preformed mask

[5–8]. The core of the method consists in a dielectric mask formation on a heterostructure, then making ohmic contact windows in the dielectric;  $n^+$ -GaIn epitaxial growth at temperature about 800 °C, which is lower than the heterostructure growing temperature; dielectric mask removal, and contact metallization deposition onto the  $n^+$ -GaIn layer. Some versions of the technique imply plasma chemical penetration down to 2D electron gas (2D EG) layer using a dielectric mask, before the epitaxial growth. In the Fig. 1, the block diagram of non-alloyed ohmic contact fabrication method with  $n^+$ -GaIn regrowth is presented.

Advantages of the non-alloyed contacts to AlGaIn/GaN heterostructure are their good reproducibility (their resistivity being dependent mostly on doped GaIn); good morphology of the contacts determined only by the man-made metallization defects and roughness of the surface subject to metallization. The disadvantage of the technique is the use of costly high-tech equipment.

For the fabrication of microwave transistors with non-alloyed ohmic contacts, a technology with heavily doped GaIn regrowth was selected, since it does not involve either plasma chemical action onto AlGaIn barrier layer, or the high-temperature (over 1000 °C) activation before the contact metallization deposition. Simultaneously, the dielectric coatings fabricated as the growth masks serve as the protective layers for the heterostructure's active regions. A Patent of Russian Federation was acquired for the method of non-alloyed ohmic contact realization using a dielectric mask for heavily doped GaIn growth [9].

### Requirements to ohmic contacts used for FET fabrication on GaIn-based heterostructures

To be used as a field-effect transistor's component, an ohmic contact should meet certain requirements. One of the basic requirements is low contact resistivity and reproducibility. Besides, the ohmic contacts must possess high conductance, good metal adhesion to the semiconductor, thermal stability, contact boundary homogeneity, manufacturability (contact produceability by available methods), high corrosion resistance, and good metallization surface morphology.

Reduction of the resistivity of a contact to a heterostructure affects the access to the heterostructure's 2D electron gas and, consequently, FET's static and dynamic characteristics. Therefore, the reduction of resistivity will lead to the minimization of the parasitic resistances of a device. One of the basic frequency parameters of a microwave FET are its current-gain cut-off frequency ( $F_t$ ) and maximum power-gain ( $F_{max}$ ) frequency.

$$F_t = \left[ 2\pi \left( \frac{L_g}{v_e} \right) + C_{gs}(R_s + R_d) \right]^{-1}, \quad (1)$$

where  $R_s$  and  $R_d$  are source- and drain resistance, respectively;  $C_{gs}$  is gate-source capacitance;  $v_e$  is electron drift velocity;  $L_g$  is gate length.

$$F_{\max} = \frac{F_t}{\sqrt{(R_g + R_S + R_i) \left( g_D + g_m \frac{C_{gd}}{C_{gs}} \right)}}, \quad (2)$$

where  $g_D$  is output conductance,  $g_m$  is transconductance,  $C_{gd}$  and  $C_{gs}$  are gate-drain and gate-source capacitance, respectively;  $R_i$  is internal resistance,  $R_g$  is gate resistance, and  $R_S$  is source-gate resistance.

As can be seen from (1) and (2) for  $F_t$  and  $F_{\max}$  parameters, the frequency parameters are obviously dependent on the source- and drain resistances and internal gate-source resistance [10]. So, reduction of the ohmic contact resistivity will make it possible to improve the characteristics of a FET, which serves the base of MIC formation. With the traditional alloyed technology, the resistivity usually makes  $0.5 \Omega \cdot \text{mm}$ ; with the non-alloyed technology it makes  $0.15 \Omega \cdot \text{mm}$ .

For the new ohmic contact fabrication technology introduction into industrial production and its use in research in gallium nitride-based devices, it is necessary that the results of contact fabrication be reproducible, which means that the resulting ohmic contact must depend on as small number of the parameters of its fabrication technology as possible. With the traditional alloyed technology, the final result depends on a great number of parameters: the thickness of each layer of ohmic contact metallizing composition, temperature and time of the composition annealing and alloying into the semiconductor, and a heating curve shape. The working temperature range of the annealing is narrow. With the non-alloying technology, the result is determined by the quality of heavily doped semiconductor under the ohmic contact metallization.

As regards technological implementation, the alloyed ohmic contacts are easy. It is necessary to deposit an ohmic contact metallizing composition, observing all layer thickness parameters and after that to carry out the annealing in inert atmosphere within a certain temperature range. After the annealing, a developed metallization relief is fabricated, which prevents using this layer for the device's periphery formation or making marks for electron-beam lithography. This hinders Schottky gate insertion into the drain-source gap, thus complicating the fabrication of devices with a small drain-source distance and a higher frequency working range.

Non-alloyed ohmic contacts, on the contrary, provide for the smooth relief and an even FET's ohmic contact boundary in the circuit, due to the absence of the high-temperature treatment after the contact metallizing composition deposition. This provides an opportunity to form the marks for electron-beam lithography in the same layer with the contact metallization, this ensuring more accurate placing between the FET's

ohmic contacts, which might be separated with a space of a few micrometers. Morphology of the fabricated ohmic contacts in the test samples of alloyed and non-alloyed ohmic contacts is shown in the Fig. 2.

As it is evident from the foreign experience, to achieve maximum result with GaN-based heterostructures, the non-alloyed ohmic contact technology is preferable. The limit of the current-gain cutoff-frequency for GaN-based heterostructures was determined in 2013 and made 454 GHz. This was due to the use of non-alloyed ohmic contact to 2DEG and self-alignment technology [11]. In the test sample, the gate length made 20 nm and the drain-source distance was 120 nm.

Besides the improvement of ohmic contact resistivity, passage to the non-alloyed ohmic contact fabrication technology will make it possible to eliminate the high-temperature annealing stage (this, in turn, ensuring the more precise placement of Schottky gate) and to reduce the drain-source distance for the reproducible realization of projects on microwave FETs for frequencies higher than 10 GHz on AlGaIn/GaN heterostructures.

### Comparison of frequency behavior of FETs with ohmic contacts fabricated by the different methods

To estimate the contribution of ohmic contact's parasitic resistance into the frequency-response characteristics, let us compare the characteristics of test transistors of the same topology ( $2 \times 5 \mu\text{m}$ ), with alike heterostructure structures, and similar gates, but comprising ohmic contacts fabricated by the alloyed and non-alloyed technologies. The comparison results were presented and discussed at Russian and international conferences [12–15].

For the fabrication of a field-effect transistor on AlGaIn/GaN heterostructure, the following key stages should be realized:

- Device isolation fabrication by plasma-assisted chemical etching of the active layers of the heterostructure at the sites of electrical rupture at the semiconductor;
- Ohmic contacts fabrication following either alloyed, or non-alloyed technique;
- Schottky gate fabrication, a complex profile creation with a resist mask with subsequent rectifying contact metallization deposition;
- Active regions passivation realized in two stages: plasma chemical deposition of a dielectric film and subsequent dielectric removal according to a pattern defined with a resist mask.

Classical Ti/Al/Ni/Au system for ohmic contact metallization was used in the alloyed technology. The layer thickness values were 25/150/80/60 nm, respectively. The thermal treatment was conducted under nitrogen at 820 °C for 20 s [12]. Contact resistivity of the alloyed Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts made  $0.5 \Omega \cdot \text{mm}$ .

The non-alloyed technology implies  $n^+$ -GaN regrowing with a preliminary formed dielectric mask used

for heavily doped GaN deposition by the molecular beam epitaxy method. In this way, a heavily doped semiconductor layer is prepared for further contact metallization, which does not need the additional high temperature annealing [14]. Resistivity of the non-alloyed ohmic contacts was  $0.15 \Omega \cdot \text{mm}$ .

Test transistors on AlGaIn/GaN heterostructures for frequency measurements were produced following the proven route containing the key stages discussed above. Heterostructures with active layers of equal thickness were used. The transistors with the alloyed and non-alloyed ohmic contacts possessing two gates with the width of  $50 \mu\text{m}$  and length of  $0.12 \mu\text{m}$  were compared.

To evaluate frequency characteristics in the microwave range, E8361A precision vector analyzer from Agilent Technologies with the working range from 10 MHz to 67 GHz was used. The results of measuring the current-gain cut-off frequency ( $F_f$ ) and maximum power-gain frequency ( $F_{\text{max}}$ ) for the fabricated FETs are presented in the Fig. 3. For the transistors with the alloyed ohmic contacts,  $F_f = 66.13 \text{ GHz}$  and  $F_{\text{max}} = 141.25 \text{ GHz}$ ; for those with the non-alloyed ohmic contacts,  $F_f = 92.59 \text{ GHz}$  and  $F_{\text{max}} = 199.53 \text{ GHz}$ .

Contribution of FET source's parasitic resistance in the expression (1) for the current-gain cut-off frequency ( $F_f$ ) changes its value considerably; since the maximum power-gain frequency ( $F_{\text{max}}$ ) is the function of  $F_f$ ,  $F_{\text{max}}$  value also has changed upon ohmic contact resistivity change.

## Conclusion

Introduction of the non-alloyed ohmic contact technology provides an opportunity to enhance the frequency-response characteristics of FETs by reduction of source resistance and to improve their produceability; passage to the new technology will help to avoid problems caused by spreading, as well as those related to changes in alloyed contact dimensions and shape, and this will facilitate gate matching to the drain-source distance, which might be equal to a few micrometers.

The offered and realized technology for fabrication of non-alloyed ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures ensured achievement of contact resistivity of  $0.15 \Omega \cdot \text{mm}$ , which is in line with the world analogs. Consequently, FET parameters were also changed: the transconductance of the transistor increased, and measurements have shown an improvement of current-gain cut-off frequency ( $F_f = 92.59 \text{ GHz}$ ) and maximum power-gain frequency ( $F_{\text{max}} = 199.53 \text{ GHz}$ ), these being the record figures for Russia in this field.

*The work was executed with financial support from the Ministry of Education and Science of RF (Grant Agreement no. 14.607.21.0124, project ID RFMEFI60715X0124).*

## References

1. Maltsev P., Shahnovich I. SVCh-tehnologii — osnova jelektroniki budushhego, tendencii i rynki, *Jelektronika: NTB*, 2015, no. 8, pp. 72–85 (in Russian).

2. Fedorov Yu. V., Bugayev A. S., Pavlov A. Yu., Gnatyuk D. L., Matveyenko O. S., Pavlov V. Yu., Slapovskiy D. N., Tomosh K. N., Enushkina E. N., Galiev R. R., Maytama M. V., Zuyev A. V., Krapukhin D. V., Gamkrelidze S. A. Tehnologija izgotovlenija i razrabotka monolitnyh integral'nyh shem na osnove nitrida gallija, *Nano- i Mikrosistemnaja tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 5, pp. 273–293 (in Russian).

3. Pavlov V. Yu., Pavlov A. Yu. Tehnologii formirovanija splavnyh i nesplavnyh omicheskikh kontaktov k geterostrukturam na osnove GaN. Obzor, *Nano- i Mikrosistemnaja tekhnika*, 2016, vol. 18, no. 10, pp. 635–644 (in Russian).

4. Blank T. V., Goldberg Yu. A. The current flow mechanism in metal–semiconductor ohmic contacts, *Semiconductors*, 2007, vol. 41, no. 11, pp. 1281–1308.

5. Pang L., Kim K. Analysis of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors with nonalloyed ohmic contacts achieved by selective area growth using plasma assisted molecular beam epitaxy, *IOSR Journal of Engineering (IOSRJEN)*, 2014, vol. 4, no. 2, pp. 8–13.

6. Guo J., Li G., Faria F., Cao Y., Wang R., Verma J., Gao X., Guo S., Beam E., Ketterson A., Schuette M., Saunier P., Wistey M., Jena D., Xing H. MBE-regrown ohmics in InAlN HEMTs with a regrowth interface resistance of  $0.05 \Omega \cdot \text{mm}$ , *IEEE Electron Device Letters*, 2012, vol. 33, no. 4, pp. 525–527.

7. Dasgupta S., Nidhi, Brown D. F., Mates T. E., Keller S., Speck J. S., Mishra U. K. Ultra-low ohmic contacts to N-polar GaN HEMTs by In(Ga)N based source-drain regrowth by Plasma MBE, *CS Mantech Conference, Portland, Oregon, USA*. May 17th–20th, 2010, P. 111.

8. Arutyunyan S. S., Pavlov A. Y., Pavlov V. Y., Tomosh K. N., Fedorov Y. V. On a two-layer  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$  dielectric mask for low-resistance ohmic contacts to AlGaIn/GaN HEMT, *Semiconductors*, 2016, vol. 50, no. 8, pp. 1138–1142.

9. Patent RF № 2610346. Sposob izgotovlenija omicheskikh kontaktov k nitridnym geterostrukturam AlGaIn/GaN / Fedorov V. Yu., Pavlov A. Yu., Pavlov V. Yu. 09.02.2017 Bjul., no. 4 (in Russian).

10. Mokerov V. G., Kuznetsov A. L., Fedorov Yu. V., Bugayev A. S., Pavlov A. Yu., Enyushkina E. N., Gnatyuk D. L., Zuev A. V., Galiev R. R., Ovcharenko E. N., Sveshnikov Yu. N., Tsatsulnikov A. F., Ustinov V. M. AlGaIn/GaN- HEMT with a breakdown voltage higher than 100 V and maximum oscillation frequency  $F_{\text{max}}$  as high as 100 GHz, *Semiconductors*, 2009, vol. 43, no. 4, pp. 561–567.

11. Shinohara K., Regan D. C., Tang Y., Corrión A. L., Brown D. F., Wong J. C., Robinson J. F., Fung H. H., Schmitz A., Oh T. C., Kim S. J., Chen P. S., Nagele R. G., Margomenos A. D., Micovic M. Scaling of GaN HEMTs and Schottky Diodes for Submillimeter-Wave MMIC Applications, *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2013, vol. 60, no. 10, pp. 2982–2996.

12. Pavlov A. Yu., Pavlov V. Yu., Fedorov Yu. V. Vlijanie tehnologicheskikh priemov na morfologiju i soprotivlenie omicheskikh kontaktov k geterostrukturam na osnove GaN, "Mokerovskie chtenija". 5-ja Nauchno-prakticheskaja konferencija po fizike i tehnologii nanogeterostrukturnoj SVCh-jelektroniki, 21–22 maja 2014 g.: tezisy dokladov. M.: NIJaU MIFI. 2014. C. 27–28 (in Russian).

13. Pavlov V. Yu., Pavlov A. Yu., Zuev A. V., Slapovskiy D. N., Fedorov Yu. V. Vlijanie metodov formirovanija omicheskikh kontaktov na chastotnye harakteristiki polevyh tranzistorov na geterostrukturah AlGaIn/GaN, *Fundamental'nye Problemy Radiojelektronnogo Priborostroenija*, 2016, vol. 16, no. 4, pp. 53–56 (in Russian).

14. Pavlov V. Yu., Pavlov A. Yu., Slapovskiy D. N., Tomosh K. N., Fedorov Yu. V. Tehnologija formirovanija nesplavnyh omicheskikh kontaktov k geterostrukturam AlGaIn/GaN, *Tez. Dokl. 11-j Vseros. konf. "Nitridy gallija, indija i aluminija — struktury i pribory"*, 2017, pp. 132–133 (in Russian).

15. Pavlov V. Yu., Pavlov A. Yu., Slapovskiy D. N., Zuev A. V. Sravnenie chastotnyh harakteristik SVCh-tranzistorov, izgotovlennyh na osnove splavnyh i nesplavnyh omicheskikh kontaktov k nitridnym geterostrukturam, *Mikro- i nanotehnologii v jelektronike. Materialy IX Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii — Na'chik: Kab.-Balk. un-t*. 2017. C. 445–449 (in Russian).



# МОДЕЛИРОВАНИЕ И КОНСТРУИРОВАНИЕ МНСТ MODELLING AND DESIGNING OF MNST

УДК 681.6

DOI: 10.17587/nmst.19.551-555

**А. В. Дашков**, лаборант, ohamawork@gmail.com, **Н. В. Щаврук**, канд. техн. наук, науч. сотр., kolq@mail.ru, **Т. А. Щеглова**, инж.-исследователь, tatyana-krivova@mail.ru, **Н. С. Тарасов**, мл. науч. сотр., kolik@fromru.com, **П. П. Мальцев**, д-р техн. наук, проф., науч. руководитель, isvch@isvch.ru, **Р. А. Хабибуллин**, канд. физ.-мат. наук, ученый секретарь, khabibullin@isvch.ru  
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники  
Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), г. Москва

## АПРОБАЦИЯ СПОСОБА ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОНТЕЙНЕРОВ ИЗ АНТИСТАТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ 3D-ПЕЧАТИ

Поступила в редакцию 30.11.2016

*Описано применение 3D-печати для изготовления индивидуальных контейнеров из антистатического материала для хранения и транспортировки изготовленных с произвольными размерами полупроводниковых кристаллов. Необходимость этой работы обусловлена несоответствием их размеров размерам ячеек имеющихся серийных контейнеров, которые закупаются большими партиями.*

**Ключевые слова:** контейнеры для кристаллов, 3D-печать, 3D-моделирование, оптоэлектроника, квантово-каскадный лазер

### Введение

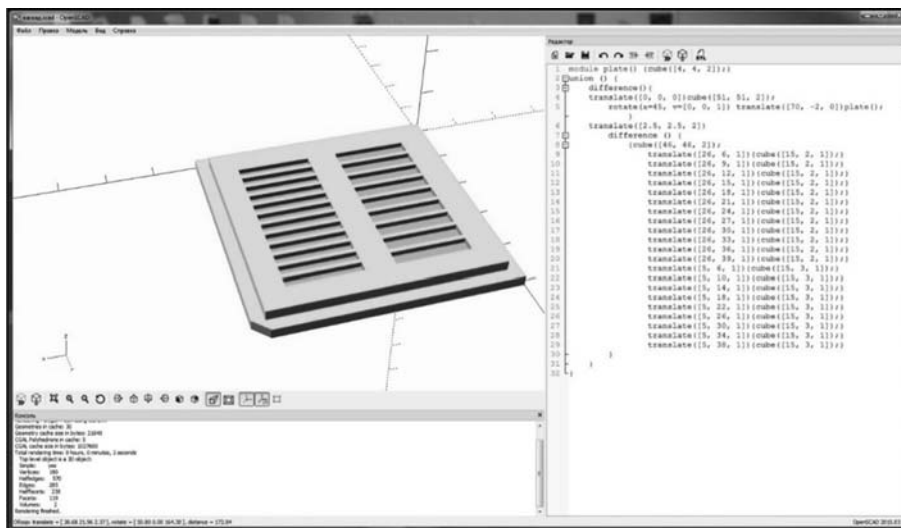
При хранении и транспортировке производимых в порядке научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ единичных полупроводниковых кристаллов (ПК) транзисторов, интегральных микросхем на  $A_3B_5$ , микроэлектромеханических систем (МЭМС), кремний на сапфире (КНС), светодиодных индикаторов (СИД), квантово-каскадного лазера (ККЛ) могут потребоваться специальные (оригинальные) контейнеры, а иностранные фирмы принимают заказы на их поставку, объемом, например, не менее 400 экземпляров с ячейками одного типоразмера. Такое положение натолкнуло на мысль о попытке воспользоваться 3D-печатью (данную технологию используют при формировании различных сложных объектов неживой природы из органических и неорганических материалов) для изготовления контейнера с необходимыми параметрами. Потребовалось разработать компьютерную модель контейнера, подобрать материал, технологию 3D-печати и исполнителя.

### Создание компьютерной модели и выбор материала

За образец для трехмерной компьютерной модели будущего объекта был принят контейнер фирмы *Entegris* с корректировкой на необходимые размеры ячеек.

При проектировании сложной индивидуальной формы контейнеров в нашем случае для ПК ККЛ [1, 2] на первых этапах было протестировано несколько программ по проектированию, таких как AutoCad, Компас, SolidWorks, Blender, OpenSCAD [3]. В результате мы остановились на программе OpenSCAD (рис. 1), удобной для моделирования. В этой программе был написан алгоритм формирования контейнера, сохраненный в формате \*.stl, пригодном для печати на 3D-принтере.

После создания компьютерной модели контейнера был выбран материал с антистатическими свойствами, аналогичными материалу фирмы *Entegris* — ABS-пластик, он является продуктом привитой сополимеризации трех мономеров: акрилонитрила (бесцветная жидкость с резким запахом),



**Рис. 1. Проектирование контейнера для ККЛ в OpenSCAD**  
*Fig. 1. Designing of a container for QCL in OpenSCAD*

бутадиена (бесцветный газ с характерным неприятным запахом) и стирола (бесцветная жидкость с резким запахом), причем статический сополимер стирола и акрилонитрила образует жесткую матрицу, в которой распределены частицы каучука размером до 1 мкм.

К достоинствам *ABS*-пластика следует отнести:

- механическую прочность и ударопрочность;
- отличную теплоотдачу;
- долговечность;
- влаго- и маслостойкость;
- стойкость к щелочам и кислотам;
- широкий диапазон эксплуатационных температур — от  $-40$  до  $+113$  °С;
- введение антистатических добавок, предотвращающих оседание пыли на поверхности материала;
- низкую стоимость;
- растворимость в ацетоне (что позволяет не только склеивать детали из *ABS*, но также сглаживать с его помощью неровную поверхность).

Из недостатков надо упомянуть следующие:

- при температуре выше  $500$  °С возможно выделение циановодорода;
- высокая термоусадка  $0,4...0,7$  %;
- рабочая температура находится в диапазоне  $210...270$  °С; при работе с нитью *ABS* ощущается слабый запах горячего пластика.

### Апробация

Для пробной реализации компьютерной модели в материале, в качестве исполнителя, после определенных поисков, была выбрана фирма "КЕН-ТАЧ". Она оказалась одной из немногих в Москве и ближайших городах, которые взялись выполнить 3D-печать из антистатического материала.

Печать нашего изделия выполняли по технологии FDM (*Fused Deposition Modeling* — метод послойного наплавления). Она заключается в следующем. Выдавливающая головка с контролируемой температурой разогревает до полужидкого состояния нити из *ABS*-пластика, воска или поликарбоната, и с высокой точностью подает полученный термопластичный моделирующий материал тонкими слоями на рабочую поверхность 3D-принтера. Слои наносятся друг на друга, соединяются между собой и отвердевают, постепенно формируя готовое изделие. Послойная печать расплавленной полимерной нитью применяется для получения единичных изделий, приближенных по своим функциональным возможностям к серийным изделиям, а также для изготовления выплавляемых форм для литья металлов.

На рис. 2 и 3, предоставленных фирмой "КЕН-ТАЧ", наглядно отражена печать изделия на 3D-принтере Markforged Mark II.

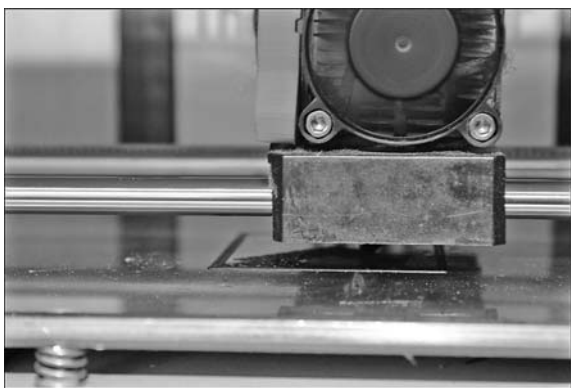
После распечатывания удаляются первоначальные поддерживающие структуры и изделие готово к применению (рис. 4).

На точность и производительность 3D-печати методом послойного наплавления материалов оказывают влияние следующие факторы:

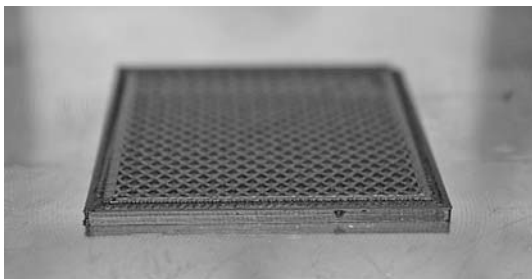
- расположение детали в рабочей зоне (выбор технологических баз);
- усадка материала при отверждении и коробление деталей при дополнительной обработке (до полимеризации);
- точность позиционирования платформы;
- диаметр фокусирующего-формирующего отверстия головки экструдера принтера;
- толщина слоя (с учетом перекрытия смежных слоев).

Визуальный анализ метода послойного наплавления на 3D-принтере позволил определить его технологические возможности, провести классификацию факторов, оказывающих влияние на качество и скорость изготовления моделей, выделить технологические свойства материалов и параметры процесса формообразования прототипов деталей, а также отразить взаимосвязь технологических свойств материалов с параметрами технологического процесса послойного наплавления деталей на 3D-принтере под управлением специального программного обеспечения.

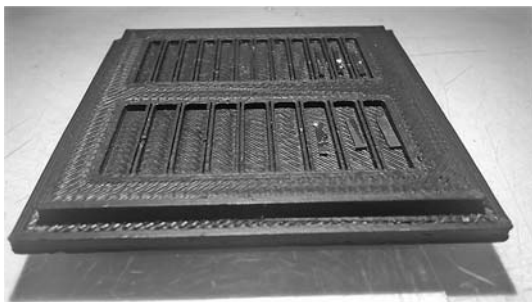
Геометрическая стабильность и точность моделей существенно зависят от типа материала и воздействия окружающей среды.



**Рис. 2. Начало печати — печать поддерживающей структуры**  
*Fig. 2. Beginning of printing — printing of the supporting structure*



**Рис. 3. Распечатанная поддерживающая структура под ячейки контейнера для ККЛ**  
*Fig. 3. The printed supporting structure for the cells of a QCL container*



**Рис. 4. Готовый контейнер с ПК ККЛ**  
*Fig. 4. Ready container with SCC QLC*

## Заключение

Настоящий опыт показал возможности и перспективы использования 3D-печати как для изготовления разовых объектов, так и для мелкосерийного производства.

При испытаниях контейнера для ККЛ на антистатичность определено значение сопротивления, равное 0,5 МОм, — такое же, как и у продукта компании *Entegris*. Размеры контейнера для ККЛ полностью соответствуют проектируемым.

Технология 3D-печати еще не совсем идеальна. Есть несколько проблем, которые могут привести к довольно неожиданным результатам. Например, принтер, печатая несколько деталей одновременно, может напечатать их сцепленными между собой. Еще одной проблемой является то, что ввиду послойного построения детали, нижний слой может не выдержать тяжести верхних слоев, и тогда происходит разрушение детали. Перед печатью необходимо тщательно проработать компьютерную модель, чтобы результат получился таким, каким его ожидают увидеть.

В создании моделей с помощью 3D-принтера полностью отсутствует ограничение на дизайн и сложность формы, что позволяет сделать индивидуальное и оригинальное изделие. Нельзя не упомянуть, что помимо контейнеров для ПК, с помощью данной технологии можно напечатать объекты различной сложности не только из пластика, но и из различных металлов и даже керамики, заказ которых через стороннюю организацию может быть связан с рядом определенных трудностей в оплате, пересылке и скорости получения, и также в приобретении единичных деталей при поставке только большой партии.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента РФ № 14.W01.16.6081-МК.*

## Список литературы

1. Khabibullin R. A., Shchavruk N. V., Pavlov A. Y., Klochkov A. N., Ponomarev D. S., Glinskiy I. A., Maltsev P. P., Zhukov A. E., Cirilin G. E., Alferov Z. I. Terahertz Quantum-Cascade Laser Based on the Resonant-Phonon Depopulation Scheme // International Journal of High Speed Electronics and Systems. 2016. Vol. 25, N. 03-04. P. 1640022.
2. Хабибуллин Р. А., Шаврук Н. В., Павлов А. Ю., Пonomарев Д. С., Томош К. Н., Галиев Р. Р., Мальцев П. П., Жуков А. Е., Цырлин Г. Э., Зубов Ф. И., Алферов Ж. И. Изготовление терагерцового квантово-каскадного лазера с двойным металлическим волноводом на основе многослойных гетероструктур GaAs/AlGaAs // ФТП. 2016. Т. 50, вып. 10. С. 1395—1400.
3. Каменев Р. В., Крашенинников В. В. Теоретико-методологическое обоснование использования интерактивных средств обучения в системе профессионального образования // Философия образования. 2012. Т. 43, № 4. С. 160—167.

**A. V. Dashkov**, Laboratory Technician, ohamawork@gmail.com, **N. V. Shchavruk**, Ph. D., Researcher, **T. A. Shcheglova**, Engineer-researcher, tatyana-krivova@mail.ru, **N. S. Tarasov**, Junior Researcher, kolik@fromru.com, **P. P. Maltsev**, D. Sc., Prof., Scientific Supervisor, **R. A. Khabibullin**, Ph. D., Scientific Secretary, khabibullin@isvch.ru  
Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, 117105, Russian Federation

*Corresponding author:*

**Dashkov Aleksey V.**, Laboratory Technician, Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, 117105, Russian Federation, e-mail: ohamawork@gmail.com

## Approbation of 3D Printing Containers for Semiconductor Dice of Complex Shapes from Antistatic Material

Received on November 30, 2016

Accepted on December 08, 2016

*It is presented approbation of antistatic case fabricating method for storage and carrying irregular shape dies by 3D printing. Timeliness is determined of mismatch with external dimensions of dies and serial case cell, as well as purchasing of them can available of large consignment only.*

**Keywords:** chip trays, 3D printing, 3D modeling, optoelectronics, QCL

*For citation:*

**Dashkov A. V., Shchavruk N. V., Shcheglova T. A., Tarasov N. S., Maltsev P. P., Khabibullin R. A.** Approbation of 3D Printing Containers for Semiconductor Dice of Complex Shapes from Antistatic Material, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 551–555.

DOI: 10.17587/nmst.19.551-555

### Introduction

Storage and transportation of individual semiconductor crystals (SCC) — transistors, microcircuits on  $A_3B_5$ , microelectromechanical systems (MEMS), silicon on sapphire (SOS), light-emitting diode (LED) indicators, quantum-cascade lasers (QCL) manufactured in the process of R&D may require special containers. The complication is so, that foreign companies order deliveries, for example, not less than 400 copies with cells of one standard size. This situation prompted an idea to take advantage of 3D printing (the technology used for formation of complex objects of lifeless nature from organic and inorganic materials) for manufacturing containers with required parameters. It was necessary to develop a computer model of the container to select material and technology for printing and a company, which would implement this.

### Creating a computer model and choosing a material

As a prototype for a three-dimensional computer model of the object, a container from *Entegris* company was taken with an adjustment to the required cell sizes.

During designing of a complex individual form of the containers, in our case for SCC QCL [1, 2], in the first stages several designing programs were tested, such as AutoCad, Compass, SolidWorks, Blender, and OpenSCAD [3]. We selected OpenSCAD program (fig. 1) as most convenient for modeling. The algorithm for formation of the container, preserved in \*.stl for-

mat, suitable for printing on a 3D printer, was written in this program.

When the computer model was ready, the material with the antistatic properties, similar to a material from Entegris — ABS plastic, was selected. It was a product of the implanted copolymerization of three monomers: acrylonitrile (colorless liquid with a pungent smell), butadiene (colorless gas with unpleasant smell) and styrene (colorless liquid with a pungent smell), at that, the static copolymer of styrene and acrylonitrile forms a rigid matrix, in which particles of rubber up to 1 micrometer in size are distributed.

The advantages of ABS plastic are:

- Mechanical and shock resistance;
- Excellent heat emission;
- Durability;
- Water and oil resistance;
- Resistance to alkalis and acids;
- Wide range of operational temperatures — from  $-40$  up to  $+113$  °C;
- Introduction of antistatic additives preventing sedimentation of dust on the surface of a material;
- Low cost;
- Solubility in acetone (which allows to glue together parts from ABS and to smooth a rough surface with its help).
- Among its disadvantages are:
- Hydrocyanic emission is possible at temperatures over  $500$  °C;
- High heat shrinkage —  $0.4...0.7$  %;

- The working temperature is within the range of 210...270 °C; during the work with an ABS thread a weak smell of a hot plastic is felt.

### Approbation

For a trial implementation of the computer model in a material, after a certain search, CAN-TOUCH Company was chosen. It was one of the few companies in Moscow and the nearest cities, which was ready to implement 3D printing from an antistatic material.

Printing of the product was carried out by FDM technology (*Fused Deposition Modeling* — the method of level-by-level fusing). It consists in the following: the extruding head with a controllable temperature warms a thread from the ABS plastic, wax or polycarbonate up to a semi-fluid state, and with high accuracy deposits thin layers of thermoplastic modeling material on the working surface of the 3D printer. The layers are deposited on each other, get connected to each other and harden, gradually forming a product. The fused deposition modeling by a fused polymeric thread is applied for producing individual products that are close in their functionality to serial products as well as for manufacturing melted forms for moulding of metals.

Fig. 2 and 3 provided by CAN-TOUCH Company visually present the manufacturing of a product on Markforged Mark II 3D printer.

After printing the initial supporting structures are removed and a product is ready for use (fig. 4).

The following factors influence the accuracy and productivity of the fused deposition modeling of materials:

- Positioning of a work piece in the working zone (selection of the technological bases);
- Shrinkage of a material during hardening and buckling of the work pieces during additional processing (before polymerization);
- Accuracy in positioning of a platform;
- Diameter of the focusing-forming aperture of the extruder head of the printer;
- Thickness of a layer (with account of overlapping of the adjacent layers).

Visual analysis the fused deposition modeling method on a 3D printer allowed to reveal its technological opportunities, to classify the factors influencing quality and speed of manufacturing the models, to define the technological properties of the materials and the process parameters of forming the prototypes of parts, and also to reflect interrelation of the technological properties of the materials with parameters of the fused deposition modeling on a 3D printer under control of special software.

Geometrical stability and precision of the models essentially depend on the type of a material and influence of the environment.

### Conclusion

The present experience has shown the possibilities and prospects of using 3D printing for manufacturing both single objects, and for small-scale production.

The antistatic tests of the QCL containers revealed the value of resistance as equal to 0.5 megaohm, the same as of the product by *Entegris* Company. The dimensions of the QCL container corresponded fully to the expected parameters.

The 3D printing technology is not ideal yet. There are several problems, which can produce unexpected results. For example, when several parts are printed simultaneously, they can stick to each other. Another problem is that due to a level-by-level design of a work piece its bottom layer may not withstand the weight of its top layers and then the work piece could be destroyed. Before printing it is necessary to design carefully a computer model, so that the result would be as expected.

There are no restrictions concerning the design and complexity of the forms, which allows us to manufacture individual and original products in creating models by means of a 3D printer. It is necessary to mention, that by means of this technology besides the SCC containers it is possible to print objects of various complexity from plastics and various metals (even ceramics), the order of which through different organizations can be linked with a number of certain difficulties connected with delivery of only big batches, with payment, transfer and terms speed of supply and acquisition of single parts.

*The research was done with the financial support of grant № 14.W01.16.6081-MK of the President of the Russian Federation.*

### References

1. Khabibullin R. A., Shchavruk N. V., Pavlov A. Y., Klochkov A. N., Ponomarev D. S., Glinitskiy I. A., Maltsev P. P., Zhukov A. E., Cirlin G. E., Alferov Z. I. Terahertz Quantum-Cascade Laser Based on the Resonant-Phonon Depopulation Scheme, *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, 2016, vol. 25, no. 03n04, p. 1640022.
2. Khabibullin R. A., Shchavruk N. V., Pavlov A. Y., Klochkov A. N., Ponomarev D. S., Tomosh K. N., Galiev R. R., Maltsev P. P., Zhukov A. E., Cirlin G. E., Zubov F. I., Alferov Z. I. Fabrication of a terahertz quantum-cascade laser with a double metal waveguide based on multilayer GaAs/AlGaAs heterostructures, *Semiconductors*, 2016. vol. 50, no. 10, pp. 1377—1382 (in Russian).
3. Kamenev R. V., Krashenninnikov V. V. Teoretiko-metodologicheskoe obosnovanie ispol'zovaniya interaktivnyh sredstv obucheniya v sisteme professional'nogo obrazovaniya, *Filosofiya obrazovaniya*, 2012, vol. 43, № 4, pp. 160—167 (in Russian).

**М. Е. Белкин**, д-р техн. наук, проф., директор НТЦ "Интегральная радиопотоника",  
e-mail: Belkin@mirea.ru,

**Д. А. Ключник**, студент,

Московский технологический университет,

**Д. А. Фофанов**, канд. техн. наук, нач. отделения,

НПК "Научно-исследовательский институт дальней радиосвязи"

## ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРООПТИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СОВРЕМЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ ПРИ РАСПРЕДЕЛЕНИИ ПО ОПТИЧЕСКОМУ ВОЛОКНУ ОПОРНЫХ РАДИОСИГНАЛОВ ДЕЦИМЕТРОВОГО ДИАПАЗОНА

Поступила в редакцию 07.11.2016

*Приводятся результаты систематического экспериментального исследования характеристик электрооптического преобразования опорных радиосигналов дециметрового диапазона с помощью наиболее распространенных в современной практике лазерных излучателей. Сравнение ключевых технических показателей полупроводниковых лазеров с торцевым и поверхностным излучением показало заметное преимущество первого из них по шумовым характеристикам и линейности электрооптического преобразования. Тем не менее, соответствие параметров электрооптического преобразования предъявляемым в системах распределения основным техническим требованиям в совокупности с почти на порядок меньшей мощностью потребления по сравнению с лазером с торцевым излучением обеспечивает эффективность лазера с поверхностным излучением типа VCSEL для аналоговых соединительных линий и относительно небольших распределительных сетей, а также в мобильных и бортовых применениях.*

**Ключевые слова:** радиопотоника, волоконно-оптическая линия распределения опорных и информационных радиосигналов, электрооптическое преобразование радиосигналов, лазер с распределенной обратной связью, поверхностно излучающий лазер с вертикальным резонатором (VCSEL), статические и динамические характеристики

### Введение

Как известно, начало XXI столетия в мировой практике разработки радиоэлектронных систем (РЭС) гражданского и военного назначений отмечено интенсивным развитием нового, основанного на достижениях сверхвысокочастотной (СВЧ) оптоэлектроники и фотоники принципа построения — микроволновой фотоники<sup>1</sup> (Microwave photonics) [1–3]. Данная технология обладает подтвержденным в настоящее время потенциалом применения практически во всех видах радиоэлектронной аппаратуры: радиосвязи (наиболее ярким примером является применение в беспроводных информационно-телекоммуникационных системах пятого поколения (5 G) [4]), радиолокации, радиоэлектронного противодействия, радионавигации [5], прежде всего, с точки зрения повышения ра-

бочих частот вплоть до терагерцевого диапазона, что обеспечивает возможность увеличения их быстродействия и пропускной способности в соответствии с современными требованиями. Другое направление радиопотоники состоит в улучшении тактико-технических показателей существующих радиосредств, таких как полоса пропускания, динамический диапазон, электромагнитная совместимость, имитостойкость, массогабаритные характеристики, благодаря чему данный подход может быть применен практически во всех видах радиоэлектронной аппаратуры военного и гражданского назначений, а также в измерительной технике. Его скорейшее внедрение позволит не только решить ближайшие задачи отечественной радиоэлектронной промышленности и промышленности средств связи в области импортозамещения, но и существенно повысить обороноспособность, а также конкурентоспособность и экспортный потенциал российской техники в краткосрочной и долгосрочной перспективе.

<sup>1</sup> В России в качестве полного эквивалента получил распространение термин "радиопотоника", и мы его будем придерживаться в дальнейшем изложении.

Накопленный к настоящему времени мировой опыт разработки радиоаппаратуры показал, что эффективность радиодифракционного подхода в трактах формирования и обработки радиосигналов за счет расширения мгновенной полосы пропускания и динамического диапазона возрастает по мере увеличения ее рабочей частоты, а именно, начиная с X-диапазона. Тем не менее, еще одно его преимущество, обусловленное низкими потерями при передаче сигналов по оптическому волокну (менее 0,2 дБ/км), обеспечило распространение данного подхода даже в диапазоне дециметровых волн (ДМВ). Типичными примерами являются тракты распределения опорных и информационных радиосигналов по полотну многоэлементной фазированной антенной решетки (ФАР) и аналоговые соединительные линии (АСЛ) различного назначения, которые традиционно строятся на базе коаксиальных кабелей. В частности, это может быть передача принятого радиосигнала от установленной на высокой мачте антенны в расположенный на земле пункт дальнейшей обработки. Наше сравнительное исследование [6] показало, что преимущество волоконно-оптической АСЛ с учетом потерь при электрооптическом и оптико-электрическом преобразованиях радиосигнала обеспечивается в этом диапазоне уже при длине неразветвленного участка коаксиальной АСЛ около 40 м.

Как известно [5], типичная схема радиодифракционной линии (РФЛ) С-диапазона (1530...1565 нм) содержит четыре принципиальных элемента: осуществляющий формирование оптической несущей полупроводниковый лазерный модуль (ПЛМ), управляющий интенсивностью оптической несущей по закону изменения передаваемого радиосигнала внешний оптический модулятор (ОМ), обеспечивающий перенос модулированного оптического сигнала в точку приема волоконно-оптический кабель на базе одномодового волокна и осуществляющий обратное оптико-электрическое преобразование фотодиодный модуль (ФДМ). Наличие высоколинейного внешнего ОМ дает возможность расширения динамического диапазона РФЛ в соответствии с требованиями к передаче аналоговых радиосигналов [5], однако значительно увеличивает ее стоимость, что критично для данного применения. Следовательно, представляет практический интерес использование упрощенной схемы РФЛ с совмещением в ПЛМ функций формирования и модуляции оптической несущей, как это принято в цифровых телекоммуникационных волоконно-оптических системах (ТВОС), со скоростью передачи до нескольких Гбит/с. Однако в данном случае к полупроводниковому лазерному излучателю (ПЛИ), являющемуся ключевым элементом ПЛМ, помимо требований по соответствию ширины полосы модуляции и задержки включения, как в цифро-

вых ТВОС, предъявляются дополнительные важные требования по уменьшению вносимых шумов и нелинейных искажений в режиме большого сигнала, которые вместе должны соответствовать требуемому динамическому диапазону передачи радиосигналов. Основываясь на этом, в данной статье приводятся результаты систематического экспериментального исследования ключевых технических показателей качества электрооптического преобразования для обоих используемых в современной практике типов ПЛИ. Авторы выражают надежду, что приведенные в статье данные будут полезны как справочные сведения для разработчиков радиодифракционной аппаратуры вышеуказанного назначения.

### **Объекты исследования и порядок проведения испытаний**

В настоящее время известны два класса ПЛИ: с торцевым излучением и с поверхностным излучением. Наиболее широко применяемыми представителями первого класса являются развитые еще в прошлом столетии лазеры с резонатором Фабри — Перо (ЛРФП) и лазеры с распределенной обратной связью (ЛРОС, DFB laser) [7]. Первый из них при модуляции тока инжекции большим радиосигналом переходит в многочастотный режим, поэтому не нашел применения в РФЛ. Второй — остается одночастотным, иначе "динамически одночастотным", в связи с чем получил самое широкое распространение в современных высокоскоростных цифровых и высокочастотных аналоговых ТВОС. Кроме того, в 90-х годах прошлого столетия за рубежом началось интенсивное развитие второго класса — поверхностно-излучающих лазеров с вертикальным каналом распространения излучения в микрорезонаторе (иностранный аббревиатура VCSEL). В связи с его достоинствами по сравнению с ЛРОС, например, малой мощностью потребления, экономичностью производства, более слабой температурной зависимостью энергетической характеристики, применение данного лазера является одним из перспективных направлений развития локальных волоконно-оптических сетей различного назначения. Подробно достоинства, недостатки, основные параметры и режимы работы VCSEL описаны в [8].

Таким образом, в качестве объектов исследования выбраны три варианта корпусированных ПЛИ (ПЛМ), каждый из которых имел встроенный узел оптической связи в виде отрезка стандартного одномодового волокна с вилкой оптического разъема типа FC/APC на конце:

- термостатированный лазер с распределенной обратной связью (ЛРОС-ТС);
- нетермостатированный ЛРОС (ЛРОС-НТ);
- поверхностно-излучающий лазер с вертикальным резонатором (VCSEL).

Корректность результатов испытания в ДМВ-диапазоне обеспечивалась за счет установки каждого ПЛМ в специально разработанную измерительную камеру, включающую по цепи подведения модулирующего радиосигнала розетку электрического разъема типа SMA, короткую микрополосковую линию с характеристическим сопротивлением 50 Ом и цепь согласования с входным импедансом ПЛИ на каждой частоте измерения (КСВН не более 1,2). Для измерений были выбраны три наиболее часто используемые российскими разработчиками частоты опорного радиосигнала в нижней и верхней частях ДМВ-диапазона: 360, 450 и 2500 МГц.

Испытания проводили в следующем согласованном порядке. Прежде всего измеряли энергетические (ватт-амперные) характеристики (ВтАХ) объектов исследования в диапазоне постоянных токов смещения от порога до начала области насыщения. На основе полученных результатов определяли: пороговый ток, дифференциальную квантовую эффективность (крутизну характеристики), оптимальную рабочую точку для режима модуляции большим радиосигналом (середина линейного участка ВтАХ), потребляемую мощность в этой точке. Предварительно оценивали максимально допустимую мощность модулирующего радиосигнала (по размаху тока модуляции в пределах линейного участка ВтАХ). В выбранной рабочей точке каждого ПЛИ измеряли частотно-модуляционную характеристику (ЧМХ) в малосигнальном режиме модуляции. На основе полученных результатов определяли полосу модуляции по уровню  $-3$  дБ на всех частотах измерения, по которой оценивали, на каких из выбранных частот радиосигналов будут проводиться дальнейшие исследования каждого объекта.

Далее проводили серию измерений шумовых характеристик ПЛИ на выбранных частотах модуляции, включая вносимый амплитудный шум, который в РФЛ преимущественно определяется так называемым относительным шумом интенсивности (RIN) лазера, и вносимый однополосный фазовый шум в полосе отстроек от радиочастотной несущей 10 Гц ... 10 МГц. В заключение для каждого объекта на каждой модулирующей частоте измеряли динамическую характеристику передачи РФЛ (от входа модулирующего сигнала ПЛИ до выхода образцового ФДМ) на базе данного лазера в режиме большого модулирующего сигнала. По результатам измерений на каждой частоте модуляции определяли коэффициент передачи РФЛ в линейном режиме и уровень мощности входного радиосигнала при отклонении данной характеристики на 1 дБ от линейной зависимости. Затем, используя данные параметры, а также значения спектральной плотности мощности шума на выходе РФЛ, полученные в ходе измерений RIN, рассчитывали ди-

намический диапазон РФЛ на базе данного лазера по компрессии коэффициента передачи [5].

В качестве образцового оптико-электрического преобразователя в ходе измерений динамических характеристик использовали ФДМ модели XPDV3120 производства Finisar, США (полоса пропускания 75 ГГц, темновой ток не более 100 нА, мощность насыщения по входу не менее 16 мВт), применение которого практически устраняет влияние ФДМ на результаты измерений. Измерение динамических характеристик проводили с помощью высокоточных современных приборов фирмы Keysight Technologies, в частности, малощумящего синтезированного генератора радиосигналов модели N5181B, векторного анализатора цепей модели E8363B, анализатора спектра модели N9020A и анализатора фазового шума модели E5052B, что обеспечило корректность полученных данных. Измерения проводили в нормальных климатических условиях при температуре около 23 °С. В связи с отмеченной выше слабой температурной чувствительностью VCSEL в данном случае отсутствует необходимость жесткой температурной стабилизации кристалла, что будет сделано при испытании ЛРОС. В ходе измерений использовали стандартные методики испытаний в оптическом диапазоне, а также разработанные на базе известных методов испытаний характеристик высокочастотного радиооборудования нестандартные методики, подробное описание которых приведено в [9].

## Результаты измерений

### 1. Ватт-амперные характеристики

На рис. 1 представлена ВтАХ лазера с распределенной обратной связью, которая в связи с применением в обоих ПЛМ одного и того же типа ПЛИ будет одинаковой для обоих тестируемых приборов. Как следует из графика, пороговый ток

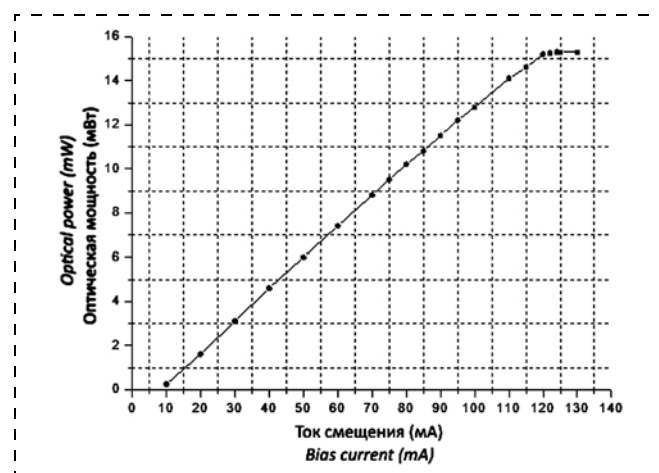


Рис. 1. Ватт-амперная характеристика лазера с распределенной обратной связью

Fig. 1. Watt-current characteristic of the DFB laser under test



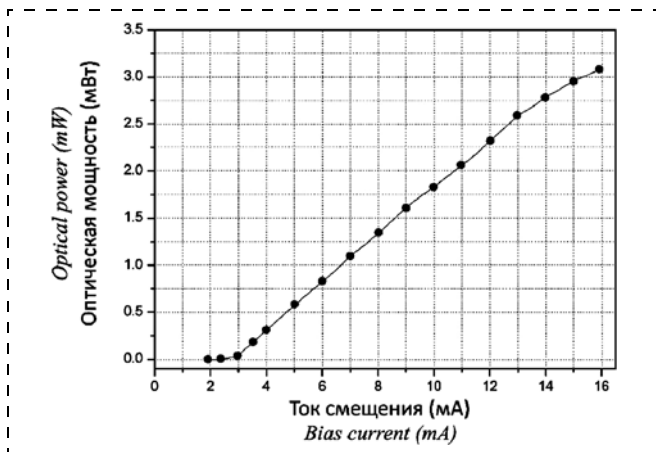


Рис. 2. Ватт-амперная характеристика лазера типа VCSEL

Fig. 2. Watt-current characteristic of the VCSEL under test

$I_{\text{пор}} = 7,5$  мА, дифференциальная квантовая эффективность в начале линейного участка  $0,14$  Вт/А, середина линейного участка  $I_0 = 65$  мА. При этом собственная потребляемая мощность лазера соответствует  $110$  мВт. Также можно предварительно оценить допустимое значение размаха тока модуляции в пределах линейного участка ВТАХ от минимального  $I_{\text{мин}} = 20$  мА до максимального  $I_{\text{макс}} = 110$  мА. При этих значениях максимальная мощность модулирующего сигнала на входе лазера будет соответствовать  $P_{\text{вх}} = 50$  мВт ( $17$  дБм).

На рис. 2 представлена ВТАХ другого испытуемого ПЛИ типа VCSEL. Как следует из графика, пороговый ток  $I_{\text{пор}} = 2,5$  мА, дифференциальная квантовая эффективность в начале линейного участка  $0,17$  Вт/А, середина линейного участка  $I_0 = 9$  мА. При этом собственная потребляемая мощность лазера соответствует  $15$  мВт. Также можно предварительно оценить допустимое значение размаха тока модуляции в пределах линейного участка ВТАХ от минимального  $I_{\text{мин}} = 4$  мА до максимального  $I_{\text{макс}} = 14$  мА. При этих значениях максимальная мощность модулирующего сигнала на входе лазера будет соответствовать  $P_{\text{вх}} = 1$  мВт ( $0$  дБм).

Из результатов измерений и последующих расчетов можно сделать следующие выводы. По сравнению с ЛРОС ПЛИ на базе VCSEL обладает в 3 раза меньшим пороговым током и в 1,2 раза большей крутизной энергетической характеристики, благодаря чему потребляемая им мощность в рабочей точке получается почти на порядок (в 7,3 раза) меньше. Кроме того, требуемая мощность радиосигнала для его эффективной модуляции будет на 17 дБ меньше. Оба параметра обеспечивают его преимущество в мобильных и бортовых применениях. Однако к достоинствам ПЛИ на базе ЛРОС относятся гораздо большие мощность излучения в рабочей точке (в 5 раз) и протяженность линейного участка ВТАХ (в 9 раз), что, как будет следовать из

результатов дальнейших испытаний, обеспечивает существенно меньшие потери и больший динамический диапазон электрооптического преобразования радиосигнала.

## 2. Частотно-модуляционные характеристики

На рис. 3 представлены измеренные малосигнальные ЧМХ всех трех объектов исследования для постоянного смещения в выбранной в предыдущем пункте рабочей точке, нормированные

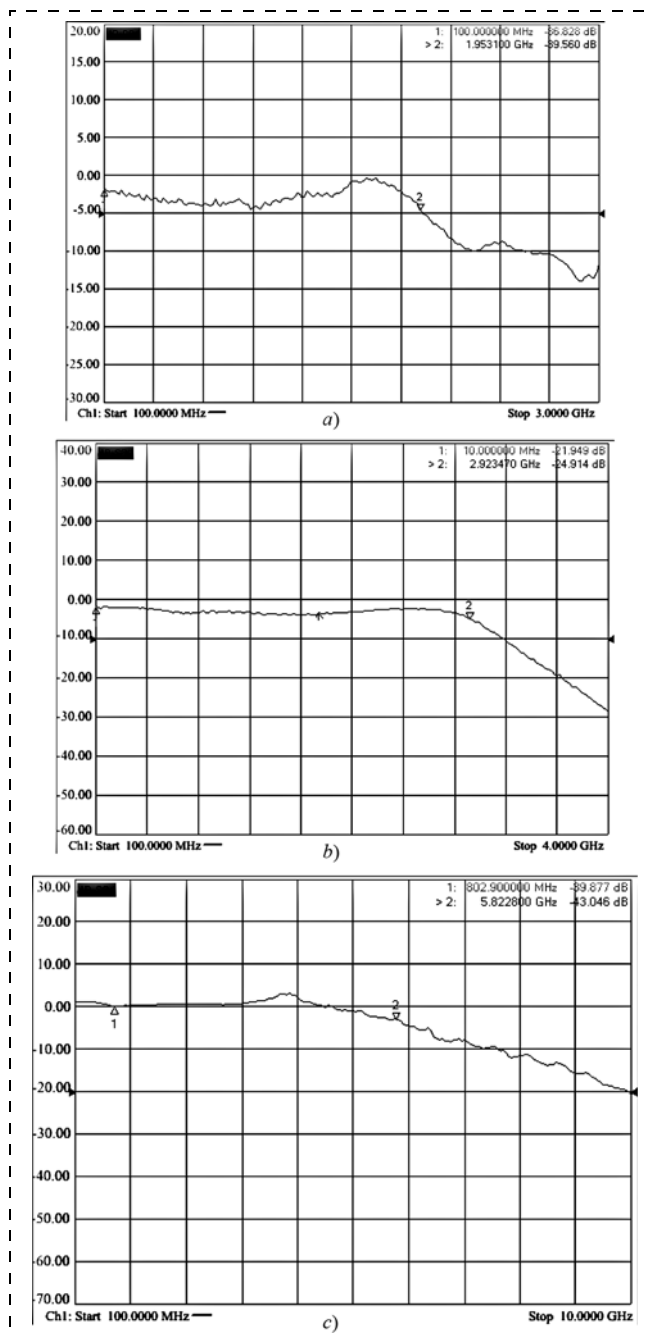


Рис. 3. Частотно-модуляционные характеристики испытуемых ПЛИМ на базе ЛРОС-ТС (а), ЛРОС-НТ (б) и VCSEL (с)

Fig. 3. Frequency characteristics of the laser modules under test: a — based on DFB laser with temperature control; b — based on DFB laser without temperature control; c — based on VCSEL

на частоте 10 МГц. Как следует из графиков, для ПЛМ на базе ЛРОС-ТС полоса модуляции по уровню  $-3$  дБ соответствует 2 ГГц, для ПЛМ на базе ЛРОС-НТ — 3 ГГц, для ПЛМ на базе VCSEL — 5,8 ГГц. Из результатов измерений можно сделать следующие выводы. Коэффициент передачи ЧМХ ПЛМ на базе ЛРОС-ТС неравномерен в рабочей полосе частот с отклонением  $\pm 2$  дБ от среднего значения и слабо спадает за пределами полосы пропускания, что обычно связано с влиянием паразитных элементов при монтаже ПЛИ в корпусе. ЧМХ остальных двух объектов исследования практически равномерна в рабочей полосе частот и достаточно резко спадает за пределами полосы пропускания. Недостаточно широкая полоса непосредственной модуляции образца ПЛМ на базе ЛРОС-ТС позволяет проводить дальнейшие измерения только в нижней части ДМВ-диапазона. Полоса остальных двух объектов исследования обеспечивает возможность проведения дальнейших исследований на всех трех выбранных частотах.

### 3. Характеристики шума интенсивности

Характеристики RIN для обоих объектов исследования на базе ЛРОС получились примерно одинаковыми. Результаты измерения с последующим расчетом RIN при различных токах смещения в пределах линейного участка ВтАХ (см. рис. 1) приведены на рис. 4, где на частотах модуляции 360 и 450 МГц указаны значения RIN для ПЛМ на базе ЛРОС-ТС и ЛРОС-НТ, а на частоте 2500 МГц — только для ПЛМ на базе ЛРОС-НТ. Аналогичные характеристики ПЛМ на базе VCSEL при различных токах смещения в пределах линейного участка ВтАХ (см. рис. 2) приведены на рис. 5. Как следует из графиков, при увеличении тока смещения уровень шумов интенсивности плавно уменьшается на первых двух частотах модуляции в пределах от  $-152$  до  $-166$  дБн/Гц для ЛРОС и от  $-146$  до  $-157$  дБн/Гц для VCSEL и на частоте 2500 МГц — в пределах от  $-142$  до  $-156$  дБн/Гц для ЛРОС и от

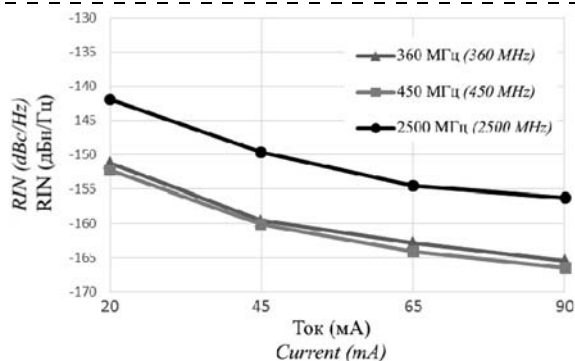


Рис. 4. Характеристики RIN испытуемых ПЛМ на базе ЛРОС  
Fig. 4. RIN characteristics of the laser modules under test based on DFB laser

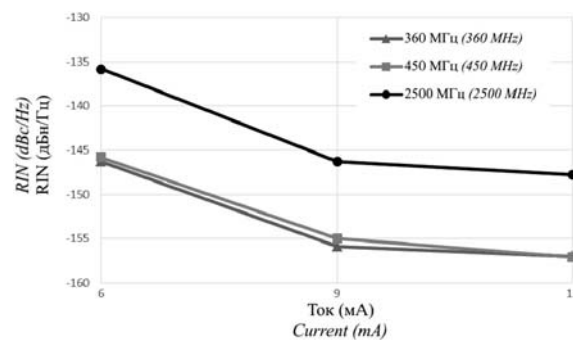


Рис. 5. Характеристики RIN испытуемых ПЛМ на базе VCSEL  
Fig. 5. RIN characteristics of the laser modules under test based on VCSEL

$-136$  до  $-148$  дБн/Гц для VCSEL. Из результатов измерений и последующих расчетов можно сделать следующие выводы. Уровень RIN всех трех объектов исследования имеет тенденцию к существенному (на 11...14 дБ) уменьшению по мере увеличения тока смещения. Значения шумов интенсивности для ПЛМ на базе VCSEL на всех трех частотах радиосигналов на 8...10 дБ выше по сравнению с ПЛМ на базе ЛРОС. Полученные в результате измерений характеристики RIN для обоих типов ПЛИ существенно выше характеристик дробовых и тепловых шумов на выходе ФДМ, поэтому именно они определяют отношение сигнал/шум на выходе РФЛ.

### 4. Характеристики фазового шума

Особенность данной, критичной для системы распределения опорных радиосигналов характеристики состоит в том, что значения фазового шума в связи со сложностью измерения, как правило, отсутствуют в спецификациях производителей лазеров. Вследствие этого ее исследованию уделено особое внимание в настоящей статье. На рис. 6—8 представлены характеристики однополосного фазового шума всех трех объектов исследования, измеренных при окружающей температуре  $23$  °С соответственно на частотах радиосигналов 360, 450 и 2500 МГц в полосе отстроек 10 Гц ... 10 МГц. Как следует из графиков, при увеличении частоты отстройки уровень фазового шума плавно уменьшается на первых двух частотах модуляции в пределах от  $-104$  до  $-154$  дБн/Гц для ЛРОС и от  $-99$  до  $-138$  дБн/Гц для VCSEL, а на частоте радиосигнала 2500 МГц — в пределах от  $-90$  до  $-129$  дБн/Гц для ЛРОС-НТ и от  $-90$  до  $-118$  дБн/Гц для VCSEL. Еще одной задачей, решаемой в ходе данных испытаний, была оценка влияния на характеристику фазового шума лазера повышенной температуры. Такой режим работы был создан в ПЛМ на базе ЛРОС-ТС путем увеличения температуры лазерного кристалла до  $40$  °С с помощью встроенной схемы термостатирования. Пример характе-

ристики фазового шума на частоте радиосигнала 450 МГц представлен на рис. 9. Сравнение с аналогичной характеристикой при 23 °С (см. рис. 7) показывает увеличение фазового шума на 5...7 дБ, начиная с отстройки 1 кГц при приблизительно совпадающих уровнях для меньших отстроек.

Из результатов измерений и последующих расчетов можно сделать следующие выводы. Уровень фазового шума всех трех объектов исследования имеет тенденцию к существенному (около 40 дБ для ЛРОС и около 30 дБ для VCSEL) уменьшению по мере увеличения частоты отстройки от радиочастотной несущей. В ПЛМ на базе ЛРОС вне зависимости от наличия или отсутствия термостатирования лазерного кристалла наблюдаются почти

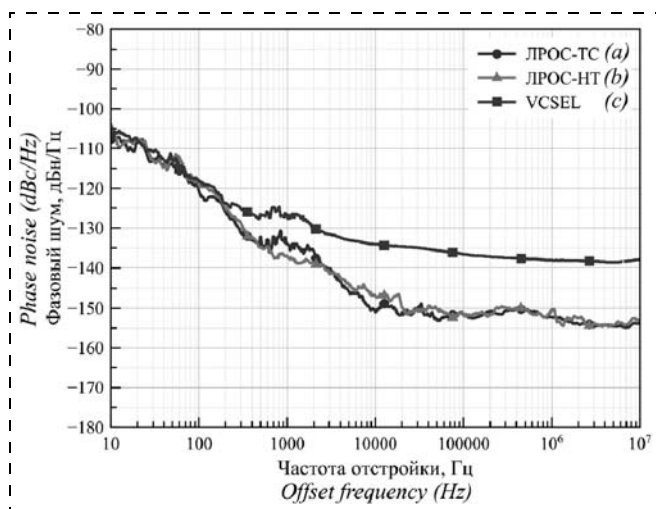


Рис. 6. Характеристики однополосного фазового шума исследуемых лазерных модулей на частоте модулирующего радиосигнала 360 МГц

Fig. 6. Single-sideband phase noise characteristics of the laser modules under test at modulation frequency 360 MHz

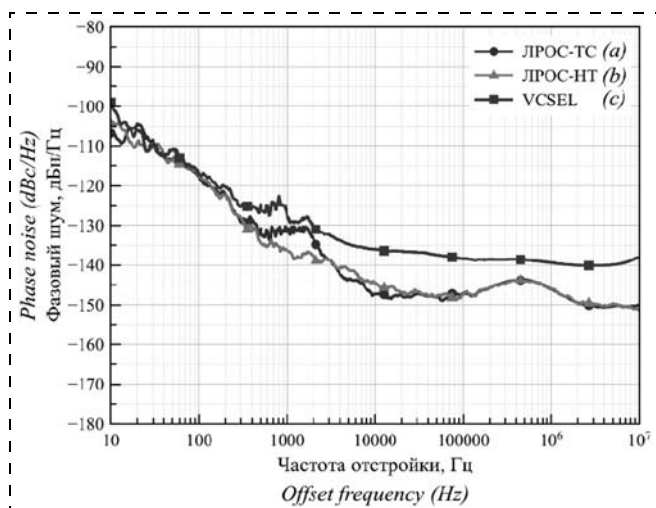


Рис. 7. Характеристики однополосного фазового шума исследуемых лазерных модулей на частоте модулирующего радиосигнала 450 МГц

Fig. 7. Single-sideband phase noise characteristics of the laser modules under test at modulation frequency 450 MHz

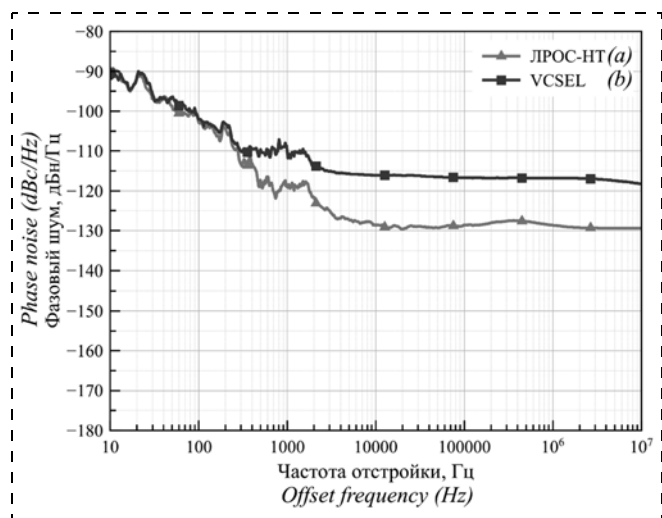


Рис. 8. Характеристики однополосного фазового шума исследуемых лазерных модулей на частоте модулирующего радиосигнала 2500 МГц

Fig. 8. Single-sideband phase noise characteristics of the laser modules under test at modulation frequency 2500 MHz

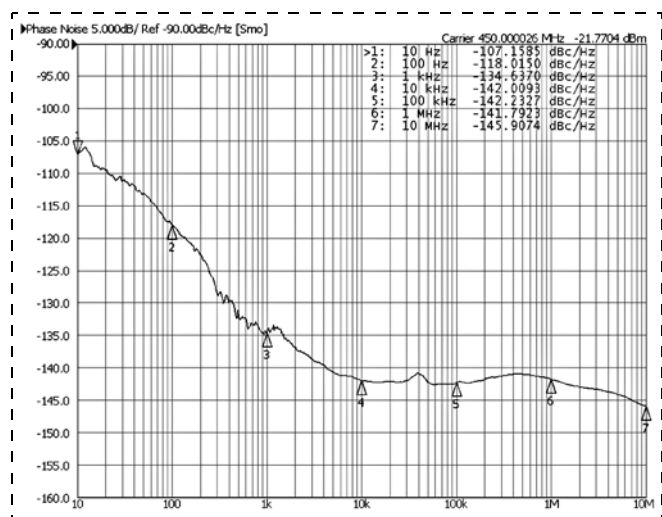


Рис. 9. Характеристика однополосного фазового шума ПЛМ на базе ЛРОС-ТС на частоте модулирующего радиосигнала 450 МГц при нагреве лазерного кристалла до 40 °С

Fig. 9. Single-sideband phase noise characteristic of the laser modules under test at modulation frequency 450 MHz when the laser chip is heated up to 40 °C

идентичные характеристики фазового шума на обеих частотах измерения. Увеличение окружающей температуры приводит к заметному увеличению фазового шума, тем не менее, его уровни остаются приемлемыми для большинства применений. Значения фазового шума для ПЛМ на базе VCSEL на всех трех частотах радиосигналов по сравнению с ПЛМ на базе ЛРОС примерно совпадают при малых отстройках. Однако, начиная с частоты отстройки 100 Гц, скорость снижения уровня шума у VCSEL замедляется так, что при отстройках свыше 10 кГц разность превышает 10 дБ. Полученные в результате измерений для обоих типов ПЛИ уровни фазового шума существенно

больше значения создаваемых лазером (RIN) дробовых шумов на выходе ФДМ, поэтому именно они определяют качество сигнала на выходе РФЛ вблизи от радиочастотной несущей.

### 5. Характеристики передачи в режиме большого модулирующего радиосигнала

Максимальный уровень входной мощности в линейном режиме работы РФЛ на базе каждого из объектов исследования был предварительно оценен в п. 1 данного раздела с использованием статической энергетической характеристики ПЛИ. В данном пункте он уточняется путем исследования динамической характеристики передачи РФЛ в режиме большого радиосигнала на каждой из выбранных частот модуляции. Вследствие использования одинаковых типов ПЛИ в обоих ПЛМ на

**Динамический диапазон РФЛ по 1-дБ  
компрессии коэффициента передачи, дБ/Гц**  
*Dynamic range of RPL by 1-dB  
compression of the transmission coefficient, dB/Hz*

Тип ПЛИ <i>Type of SCLE</i>	Частота модуляции, МГц <i>Frequency of modulation, MHz</i>		
	360	450	2500
ЛРОС <i>DFB</i>	137,5	139	133
VCSEL	124	123,7	118,7

базе ЛРОС испытывались только ПЛМ на базе ЛРОС-НТ и VCSEL.

Результаты измерений приведены на рис. 10 и 11. Как следует из рис. 10, для образца ПЛМ на базе ЛРОС определяемый примерно в середине линейного участка (входная мощность 13 дБм) коэффициент передачи составляет  $-33,5$  дБ на частоте 360 МГц,  $-31,5$  дБ на частоте 450 МГц и  $-31$  дБ на частоте 2500 МГц. Уровень входной мощности при компрессии коэффициента передачи на 1 дБ — приблизительно одинаковый на частотах 360 и 450 МГц, составляя 22 дБм, и уменьшается на частоте модуляции 2500 МГц до 19 дБм. Как следует из рис. 11, для образца ПЛМ на базе VCSEL определяемый примерно в середине линейного участка (входная мощность  $-2$  дБм) коэффициент передачи практически совпал на частотах 360 и 450 МГц, составляя  $-32$  дБ, и уменьшается до  $-33,5$  дБ на частоте 2500 МГц. Уровень входной мощности при компрессии коэффициента передачи на 1 дБ — примерно одинаковый на всех трех частотах и соответствует 7 дБм. Приведенные выше данные, а также измеренные в ходе исследования RIN значения спектральной плотности мощности шума на выходе образцового ФДМ позволяют рассчитать динамический диапазон РФЛ по компрессии коэффициента передачи на 1 дБ. Его значения приведены в таблице

Из результатов измерений и приведенных в таблице расчетов можно сделать следующие выводы. Уровень входной мощности при компрессии коэффициента передачи на 1 дБ для ПЛМ на базе ЛРОС на всех трех частотах радиосигналов на 12...15 дБ выше по сравнению с ПЛМ на базе VCSEL, что обеспечивает гораздо более высокую степень линейности его характеристики электрооптического преобразования в режиме большого модулирующего сигнала. Полученные значения, особенно для VCSEL, существенно превышают результаты оценки максимальной мощности модулирующего сигнала на входе лазера в пределах линейного участка его ВТАХ (см. п. 1 настоящего раздела), что свидетельствует о некорректности часто используемого определения линейности лазера на базе его статической характеристики электрооптического преобразования. Такое увеличение верхней границы ди-

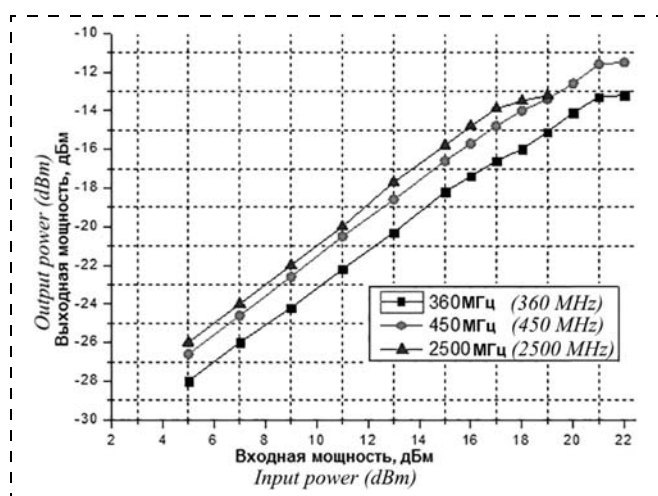


Рис. 10. Характеристики передачи РФЛ в режиме большого радиосигнала с ПЛМ на базе лазера с распределенной обратной связью

Fig. 10. Large-signal mode transfer characteristics of microwave-photonics link including DFB-based laser module

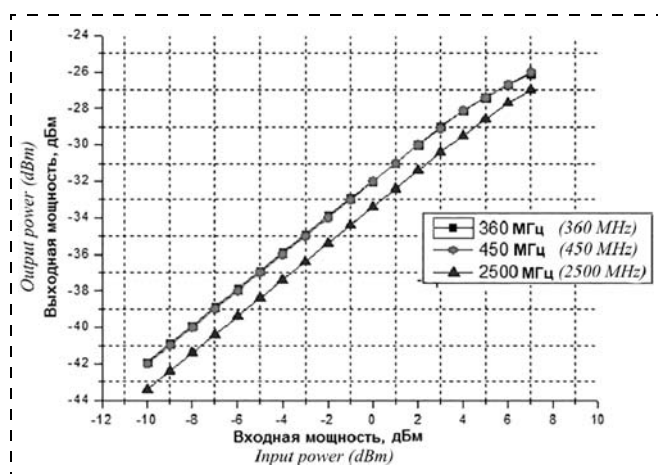


Рис. 11. Характеристики передачи РФЛ в режиме большого радиосигнала с ПЛМ на базе поверхностно-излучающего лазера с вертикальным резонатором (VCSEL)

Fig. 11. Large-signal mode transfer characteristics of microwave-photonics link including VCSEL-based laser module

намического диапазона РФЛ при сравнимых данных по коэффициенту передачи в режиме большого сигнала и спектральной плотности мощности шума на выходе ФДМ привело к его значительному расширению для ПЛМ на базе ЛРОС по сравнению с ПЛМ на базе VCSEL.

### Заключение

Общим выводом из результатов проведенных испытаний является то, что даже широко распространенные лазерные излучатели пригодны для экономичного использования в трактах распределения опорных и информационных радиосигналов ДМВ-диапазона и в волоконно-оптических аналоговых соединительных линиях передачи ДМВ-радиосигналов. Сравнение ключевых технических показателей двух наиболее распространенных в настоящее время классов полупроводниковых лазеров — с торцевым и поверхностным излучением — показало заметное преимущество первого из них по шумовым характеристикам и линейности электрооптического преобразования. Тем не менее, соответствие параметров электрооптического преобразования предъявляемым в системах распределения основным техническим требованиям в совокупности с почти на порядок меньшей мощностью потребления по сравнению с ЛРОС обеспечивает эффективность VCSEL для целого ряда рассмотренных во введении аналоговых соединительных линий и относительно небольших распределительных сетей, а также в мобильных и бортовых при-

менениях. Конкретный выбор — за разработчиком аппаратуры.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (шифр проекта RFMEFI60715X0138).*

*Авторы выражают благодарность ОАО "Лазерком" за предоставленные для исследования образцы.*

### Список литературы

1. **Carman J. and Novak D.** Microwave photonics combines two worlds // *Nature Photonics*. 2007. Vol. 1. P. 319–330.
2. **Yao J.** Microwave Photonics // *IEEE J. of Lightwave Technol.* 2009. Vol. 27, N. 3. P. 314–335.
3. **Белкин М. Е., Сигов А. С.** Новое направление фотоники — сверхвысокочастотная оптоэлектроника // *Радиотехника и электроника*. 2009. Т. 54, № 8. С. 901–914.
4. **Waterhouse R. and Novak D.** Realizing 5 G // *IEEE Microwave Magazine*. Sept. 2015. Vol. 16, N. 8. P. 84–92.
5. **Урик В. Д., МакКинни Д. Д., Вильямс К. Д.** Основы микроволновой фотоники: Пер. с англ. / под ред. С. Ф. Боева, А. С. Сигова. М.: Техносфера, 2016. 376 с.
6. **Белкин М. Е., Ключник Д. А.** Применение фотонного подхода для построения соединительных линий передачи сверхширокополосных радиосигналов // *Сб. трудов VI Международной конференции по фотонике и информационной оптике. (1–3 февраля 2017 г.)*. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. С. 96–97.
7. **Физика** полупроводниковых лазеров: Пер. с японск. / Под ред. Х. Такумы. М.: Мир, 1989. 310 с.
8. **Белкин М. Е., Яковлев В. П.** Викселоника — новое направление оптоэлектронной обработки радиосигналов // *Электроника НТБ*. 2015. № 3. С. 92–112.
9. **Программа** профессиональной переподготовки "Фотоника и радиофотоника в радиоэлектронных системах сверхвысокочастотного диапазона". Методические указания по выполнению лабораторных работ. Составители: М. Е. Белкин, Л. И. Жуков. М.: МИРЭА, 2017. 62 с.

---

**M. E. Belkin**, Sc. D., Head of Scientific and Technological Centre, Moscow State Technological University, Moscow, 119454, Russian Federation, belkin@mirea.ru

**D. A. Klyushnik**, Student,

Moscow State Technological University (MIREA), Moscow, 119454, Russian Federation

**D. A. Fofanov**, Ph. D.,

Chief of Department, NIIDAR Ltd., Moscow, Russian Federation

## Characteristics of the Electric-to-Optical Converter for Modern Laser Emitters During Transmission of UHF-Band Reference Radio Signals the Optical Fiber

*Corresponding author:*

**Belkin Mikhail E.**, Sc. D., Head of Scientific and Technological Centre, Moscow State Technological University, Moscow, 119454, Russian Federation, e-mail: belkin@mirea.ru

*Received on November 07, 2016*

*Accepted on December 12, 2016*

*The article presents the results of the systematic experimental studies and detailed comparison of the characteristics of the electro-optical conversion of UHF-band reference radio signals by means of a direct modulation of the laser emitters, most widely used in modern practice. Comparison of the key technical parameters of the edge-emitting and surface-emitting semiconductor lasers demonstrated a significant advantage of the former in terms of the noise characteristics and linearity of the electro-optical conversion. However, correspondence of the parameters of the electro-optical conversion to the basic technical demands in the distribution systems in combination with an almost ten-times lower power consumption than that of an edge-emitting laser, ensures efficiency of a VCSEL-type surface-emitting laser for the analogue connecting lines and relatively small-scaled distribution networks, and also for the mobile, avionic and on-board applications.*

**Keywords:** *microwave photonics, fiber-optic distribution line for the reference and information radio signals, electro-optical conversion, distributed feedback laser, vertical channel surface-emitting laser (VCSEL), static and dynamic characteristics*

For citation:

**Belkin M. E., Klyushnik D. A., Fofanov D. A.** Characteristics of the Electric-to-Optical Converter for Modern Laser Emitters During Transmission of UHF-Band Reference Radio Signals the Optical Fiber, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 556–568.

DOI: 10.17587/nmst.19.556-568

## Introduction

In practice of the radio-electronic systems (RES) for the civil and military purposes the beginning of the 21<sup>st</sup> century was marked by an intensive development based on the achievements of the microwave frequency (MF) optoelectronics and photonics' construction principle — microwave photonics<sup>1</sup> [1–3]. The given technology possesses a confirmed potential of application in the radio-electronic equipment: radio communications (a vivid example is wireless information-telecommunication systems of the fifth generation (5 G) [4]), radars, radio-electronic counteraction, radio navigation [5], first of all, from the point of view of raising of the working frequencies up to THz range, which increases their speed and carrier capacity in accordance with the requirements. Another direction of photonics consists in improvement of the tactical-technical characteristics of the existing radio technologies, such as a pass-band, dynamic range, electromagnetic compatibility, imitation resistance, and weight-size characteristics, due to which the approach can be applied practically to all kinds of the radio-electronic equipment for military and civil purposes, and also to the measuring technologies. Its introduction will allow us to solve the immediate tasks of the domestic radio-electronic industry and communication industry in the import-substitution area and to raise considerably the defensibility, competitiveness and an export potential of the Russian technologies in the short-term and long-term prospects.

The experience accumulated in development of the radio equipment demonstrates that the efficiency of the radio-photonics approach to the paths of formation and processing of radio signals due to expansion of the instant transmission band and the dynamic range increases with an increase of the working frequency, beginning from the X-range. Another advantage, which is low signal losses during transmission via the optical fibers (less than 0.2 dB/km), ensured spreading of the approach even to the ultra-high frequency band (UHFV). Typical examples are the paths for distribution of the reference and information radio signals on the curtain of a multielement phased-array antenna (PAA) and analogue connecting lines (ACL), which traditionally are based on the coaxial cables. In particular, this can be a transmission of the radio signal, received from an aerial fixed on a high mast, to the point of its further processing lo-

<sup>1</sup> In Russia the term of "radio photonics" is widely used as its full equivalent, and we will adhere to it in our article.

cated on the earth. Our research [6] demonstrated, that an advantage of the fiber-optical ACL, with account of the losses during the electro-optical and optical-electric transformations of a radio signal, is ensured in this band already at the length of an unbranched site of a coaxial ACL of about 40 m.

As is known [5], a typical circuit of a radio photonic line (RPL) of S-band (1530–1565 nm) contains four basic elements: a semi-conductor laser module (SCLM), which forms optical carrier (OC); external optical modulator (OM), which controls the intensity of OC by the law of change of the transmitted radio signal; a fiber-optical cable based on a single-mode fiber and ensuring transmission of the modulated optical signal to the point of reception; and a photodiode module (PDM), which ensures a reverse optical-electric transformation. Availability of a high-line external OM provides an opportunity to expand the dynamic range of RPL in accordance with the requirements to transmission of the analogue radio signals [5], however, it increases its cost, which is critical for its application. Hence, the use of a simplified circuit of RPL with a combination in SCLM of the functions for formation and modulation of OC, as it is accepted in the digital telecommunication fiber-optical systems (TFOS) with a speed of transmission up to several Gbit/s, is of interest. However, to a semi-conductor laser emitter (SCLE), a key element of SCLM, besides the requirements concerning correspondence of a modulation strip width and turn-on delay as in digital TFOS, there are additional demands concerning the reduction of the introduced noises and nonlinear distortions in the mode of a big signal, which together should correspond to the required dynamic range of transmission of the radio signals. Proceeding from this, the given article presents the results of a systematic research of the key technical indicators of the quality of the electro-optical transformation for both types of SCLE used in modern practice. The authors express their hope, that the presented data will be useful as a reference material for the developers of the radio photonic equipment for the above-stated purpose.

## Objects of research and procedure for carrying out of tests

There are two known classes of SCLE: with an edge emission and with a surface emission. The most widely applied lasers of the first type are the lasers developed in the previous century with Fabry-Perot resonator (FPRL) and lasers with a distributed feedback (DFB lasers) [7]. The first one of them during modulation of an

injection current by a big radio signal passes into a multifrequency mode, and because of this it has not found applications in RPL. The second laser remains a single-frequency one, or "dynamically single-frequency laser", due to which it became widely used in the high-speed digital and high-frequency analogue TFOS. Besides, in 1990s an intensive development of the second class — surface-emitting lasers with a vertical channel of distribution of emission in the microresonator (the foreign abbreviation is VCSEL) began abroad. Due to its advantages in comparison with DFB, for example, a low power consumption, profitability of manufacture, weaker temperature dependence of the power characteristic, application of the given laser is one of perspective directions for development of the local different-purpose fiber-optical networks. Advantages, drawbacks, key parameters and operating modes of VCSEL are described in detail in [8].

Thus, as objects of research three versions of cased SCLE (SCLM) were chosen, each of which had an embedded node of optical communication in the form of a piece of standard single-mode fiber with a plug of an optical socket of FC/APC type at the end:

- temperature-controlled distributed feedback laser (DFB-TC);
- non-temperature-controlled DFB (DFB-NTC);
- surface-emitting laser with a vertical resonator (VCSEL).

Correctness of the results in UHFB band was ensured due to installation of SCLM in a specially developed measuring chamber including by connecting circuit SMA electric socket for the modulating radio signal, a short microstrip line with a characteristic resistance of  $50 \Omega$  and a coordination circuit with the entrance impedance of SCLE on each frequency of measurement (VSWR not more than 1.2). For measurements three frequencies of the reference radio signal most frequently used by the Russian developers in the bottom and top parts of the UHFB band were chosen: 360, 450 and 2500 MHz.

Tests were done in the following co-ordinated order. First of all, the power characteristics (watt-ampere characteristics) (WAC) of the objects were measured in the range of direct bias currents from a threshold up to beginning of the saturation area. The received results were used to define: the threshold current, differential quantum efficiency (characteristic steepness), optimal working point for the modulation mode of a big radio signal (middle of the linear site of WAC), and power consumption in this point. The maximal admissible power of the modulating radio signal was preliminary estimated (by the modulation current swing within a linear site of WAC). In the selected working point of every SCLE the frequency-modulated characteristic (FMC) was measured in a low-signal modulation mode. On the basis of the received results the modula-

tion strip was determined by the level  $-3$  dB on the frequencies of measurement, by which it was decided, on which radio signals the further researches of each object will be carried out.

Then a series of measurements of the noise characteristics of SCLE were done on the selected frequencies of modulation, including the introduced amplitude noise, which in RPL was mainly defined by the so-called relative intensity noise (RIN) of a laser, and the introduced single-strip phase noise in the strip of the offsets from the carrier of radio-frequency of 10 Hz ... 10 MHz. For each object on each modulating frequency a dynamic characteristic of RPL transmission was measured (from the input of the modulating signal of SCLE up to the output of the exemplary PDM) on the basis of the given laser in the mode of a big modulating signal. By the results of measurements on each frequency of modulation the transmission coefficient of RPL was defined in the linear mode, as well as the level of power of the input radio signal in case of deviation of the given characteristic by 1 dB from the linear dependence. Using the given parameters, and also the values of the spectral density of the noise power on the output of RPL, received during measurements of RIN, the dynamic range of RPL was calculated on the basis of the given laser by compression of the transmission coefficient [5].

During the measurements of the dynamic characteristics as an exemplary optical-electric converter, PDM XPDV3120 from Finisar, USA, was used (pass-band — 75 GHz, dark current — not more than 100 nA, saturation power on the input — not less than 16 mW), application of which practically eliminated the influence of PDM on the results of measurements. Measurement of the dynamic characteristics was done by means of high-precision devices from Keysight Technologies Co., in particular, N5181B low-noise synthesized generator of radio signals, E8363B vector analyzer of circuits, N9020A spectrum analyzer and E5052B phase noise analyzer, which ensured correctness of the received data. The measurements were done in normal climatic conditions, at nearby  $23^\circ\text{C}$ . Due to the above mentioned low-temperature sensitivity of VCSEL there was no necessity in a rigid temperature stabilization of a crystal, which will be done during testing of DFB. During the measurements the standard techniques in the optical range were used, as well as the non-standard methods developed on the basis of the tests of characteristics of high-frequency radio equipment, a detailed description of which is presented in [9].

## Results of measurements

### 1. Watt-ampere characteristics

Fig. 1 presents WAC of a laser with the distributed feedback, which due to application of the same SCLE in both SCLM, will be identical for both tested devices.

As it follows from the diagram, the threshold current is  $I_{\text{top}} = 7.5$  mA, the differential quantum efficiency in the beginning of the linear site is 0.14 W/A, and the middle of the linear site is  $I_0 = 65$  mA. At that, the own power consumption of the laser corresponds to 110 mW. Also it is possible to estimate preliminarily the admissible current swing of modulation within the linear site of WAC the from minimal  $I_{\text{min}} = 20$  mA up to the maximal  $I_{\text{max}} = 110$  mA. At these values the maximal power of the modulating signal at the laser input will correspond to  $P_{\text{BX}} = 50$  mW (17 dBm).

Fig. 2 presents WAC of another tested SCLE VCSEL. As one can see in the diagram, the threshold current is  $I_{\text{top}} = 2.5$  mA, the differential quantum efficiency at the beginning of the linear site — 0.17 W/A, the middle of linear site —  $I_0 = 9$  mA. At that, the own power consumption of the laser equals to 15 mW. It is also possible to estimate the preliminary admissible current swing of modulation within the linear site of WAC from the minimal  $I_{\text{min}} = 4$  mA up to the maximal  $I_{\text{max}} = 14$  mA. At these values the maximal power of the modulating signal at the laser input will be  $P_{\text{BX}} = 1$  mW (0 dBm).

From the results of the measurements and calculations it is possible to draw certain conclusions. In comparison with DFB, SCLE on the basis of VCSEL has 3 times lower threshold current and 1.2 times bigger steepness of the power characteristic, thanks to which the power consumption in the working point turns out almost 7.3 times less. Besides, the demanded power of a radio signal for its effective modulation will be by 17 dB less. Both parameters ensure advantages for the mobile and onboard applications. However, the advantages of SCLE on the basis of DFB include much bigger power of emission in the working point (5 times) and extent of the linear site of WAC (9 times), which, as it will follow from the results of the further tests, ensures essentially smaller losses and bigger dynamic range of the electro-optical transformation of a radio signal.

## 2. Frequency-modulation characteristics

Fig. 3 presents the measured low-signal FMC of all the three objects for a constant displacement in the working point chosen in the previous item, normalized on 10 MHz frequency. As it follows from the diagrams, for SCLM on the basis of DBF-NTC the modulation strip by level  $-3$  dB corresponds to 2 GHz, for SCLM on the basis of DBF-NT — 3 GHz, for SCLM on the basis of VCSEL — 5.8 GHz. From the results of the measurements it is possible to draw conclusions. The transmission coefficient of FMC of SCLM on the basis of the DBF-TC is non-uniform in the working strip of frequencies with a deviation  $\pm 2$  dB from the average value and falls down slightly outside of the pass-band, which is usually connected with the influence of the parasitic elements during installation of SCLE in a case.

FMC of the other two objects of research is practically even in the working strip of the frequencies and falls down sharply enough outside of the pass-band. The insufficiently wide strip of direct modulation of SCLM sample on the basis of the DFB-TC allows us to do measurements only in the bottom part of UHFB range. The strip of the other two objects of research provides a possibility for carrying out of the research on all the three selected frequencies.

## 3. Characteristics of the intensity noise

Characteristics of RIN for both objects of research on the basis of DFB turned out approximately identical. The results of the measurement with calculation of RIN at various bias currents within the linear site of WAC (see fig. 1) are presented in fig. 4, where on the frequencies of modulation of 360 and 450 MHz RIN are presented for SCLM on the basis of DFB-TC and DFB-NTC, while on frequency of 2500 MHz — only for SCLM on the basis of DFB-NTC. Similar characteristics of SCLM on the basis of VCSEL at various bias currents within the linear site of WAC (see fig. 2) are presented in fig. 5. As it follows from the diagrams, in case of an increase of the bias current, the level of the intensity noises smoothly decreases on the first two frequencies of modulation within the limits from  $-152$  down to  $-166$  dBn/Hz for DFB and from  $-146$  down to  $-157$  dBn/Hz for VCSEL, and on frequency of 2500 MHz — within the limits from  $-142$  down to  $-156$  dBn/Hz for DFB and from  $-136$  down to  $-148$  dBn/Hz for VCSEL. From the results of the measurements and calculations it is possible to draw certain conclusions. RIN level of all the three objects of research tends to an essential (by 11...14 dB) reduction in the process of increase of the bias current. The intensity noises for SCLM on the basis of VCSEL on all the three frequencies of the radio signals are by 8...10 dB higher in comparison with SCLM on the basis of DFB. RIN characteristics obtained as the result of measurements for both types of SCLE are essentially higher than the characteristics of the shot and thermal noises at the output of PDM, therefore, exactly they determine the signal/noise ratio at the output of RPL.

## 4. Characteristics of the phase noise

A feature critical for the system of distribution of the reference radio signals' characteristic consists in the fact that, as a rule, the phase noise, due to complexity of measurement, is absent in the specifications of the laser manufacturers. Thereof, this article devotes special attention to its research. Fig. 6—8 present characteristics of a single-strip phase noise of all the three objects of the research, measured at 23 °C on the radio signal frequencies of 360, 450 and 2500 MHz in the offset strip of 10 Hz ... 10 MHz. As it follows from the diagrams, during an increase of the offset frequency the level



of the phase noise decreases smoothly on the first two frequencies of modulation within the limits from  $-104$  down to  $-154$  dBn/Hz for DFB and from  $-99$  down to  $-138$  dBn/Hz for VCSEL, and on the radio signal frequency of 2500 MHz — within the limits from  $-90$  down to  $-129$  dBn/Hz for DFB-NTC and from  $-90$  down to  $-118$  dBn/Hz for VCSEL. Another task, which had to be solved during the tests, was estimation of the influence of higher temperature on the characteristic of the phase noise of the laser. Such an operating mode was created in SCLM on the basis of the DFB-TC by increasing the temperature of the laser crystal up to  $40$  °C by means of an embedded thermostating circuit. An example of the phase noise characteristic on the radio signal frequency of 450 MHz is presented in fig. 9. A comparison with a similar characteristic at  $23$  °C (see fig. 7) shows an increase of the phase noise by  $5...7$  dB, beginning from the offset of 1 kHz at approximately coinciding levels for the smaller offsets.

From the results of the measurements and calculations it is possible to draw certain conclusions. The level of the phase noise of all the three objects of research tends to an essential (nearby 40 dB for DFB and nearby 30 dB for VCSEL) reduction in the process of increasing of a radio-frequency offset from the frequency carrier. In SCLM on the basis of DFB, regardless of thermostating of a laser crystal, almost identical characteristics of the phase noise on both frequencies of measurement are observed. A temperature increase leads to an appreciable increase of the phase noise, nevertheless, its levels remain acceptable for most applications. The phase noise for SCLM on the basis of VCSEL on all the three frequencies of the radio signals in comparison with SCLM on the basis of DFB approximately coincides in case of small offsets. However, beginning from the offset frequency of 100 Hz, the rate of decrease of the noise level of VCSEL is slowed down so, that at the offsets from over 10 kHz the difference exceeds 10 dB. The levels of the phase noise received for both types of SCLE are essentially higher than the values of the shot noise created by a laser (RIN) on the output of PDM, therefore, exactly they determine the quality of a signal on the output of RPL near a radio-frequency carrier.

### **5. Transmission characteristics in the mode of a big modulating radio signal**

The maximal level of the input power in the linear operating mode of RPL on the basis of each of the objects is estimated in item 1 of the given section with the use of a static power characteristic of SCLE. In the given item it was specified by research of the dynamic characteristic of RPL transmission in the mode of a big radio signal on each of the selected frequencies of modulation. Due to the use of identical types of SCLE in

both SCLM on the basis of DFB only SCLM on the basis of LROS-NTC and VCSEL were tested.

As it follows from fig. 10, for the sample of SCLM on the basis of DFB the coefficient of transmission determined roughly in the middle of the linear site (input power of 13 dBm) was  $-33.5$  dB on frequency of 360 MHz,  $-31.5$  dB on frequency of 450 MHz and  $-31$  dB on frequency of 2500 MHz. The input power level in case of compression of the transmission coefficient by 1 dB was roughly the same on the frequencies of 360 and 450 MHz, being equal to 22 dBm, decreased on the frequency of modulation of 2500 MHz down to 19 dBm. As it follows from fig. 11, for the sample of SCLM on the basis of VCSEL, the coefficient of transmission determined roughly in the middle of the linear site (input power of  $-2$  dBm) practically coincided on the frequencies of 360 and 450 MHz, being equal to  $-32$  dB, and lessened down  $-33.5$  dB on the frequency of 2500 MHz. The level of the input power during compression of the coefficient of transmission by 1 dB was about identical on all the three frequencies and corresponded to 7 dBm. The presented data and also the values of the spectral density of the noise power measured at the output of exemplary PDM during investigation of RIN allow us to calculate the dynamic range of RPL by the compression of the transmission coefficient by 1 dB. Its values are presented in the table below.

From the measurements and calculations presented in the table it is possible to draw certain conclusions. The level of the input power during compression of the transmission coefficient by 1 dB for SCLM on the basis of DFB on all the three frequencies of the radio signals is by  $12...15$  dB higher in comparison with SCLM on the basis of VCSEL, which ensures a much higher degree of linearity of its characteristic of the electro-optical transformation in the mode of a big modulating signal. The received values, especially for VCSEL, essentially exceed the results of estimation of the maximal capacity of the modulating signal on the input of the laser within the linear site of its WAC (see item 1 of the present section), which testifies to an incorrectness of the frequently used definition of linearity of a laser on the basis of its static characteristic of the electro-optical transformation. Such an increase of the top limit of the dynamic range of RPL at comparable data on the transmission coefficient in the mode of a big signal and spectral density of the noise power at the output of PDM led to its considerable expansion for SCLM on the basis of DFB in comparison with SCLM on the basis of VCSEL.

### **Conclusion**

A general conclusion from the results of the tests is that even the widespread laser emitters are suitable for the economic use in the paths of distribution of the reference and information radio signals of UHFB range and in the fiber-optical analogue connecting lines for

transmission of UHFB radio signals. Comparison of the key technical indicators of the two most widespread classes of the semi-conductor lasers: with an edge emission and a surface emission — demonstrated an appreciable advantage of the former of them by the noise characteristics and linearity of the electro-optical transformation. However, correspondence of the parameters of the electro-optical transformation, presented in the distribution systems, to the basic technical requirements in combination with almost 10 times smaller power of consumption in comparison with DFB ensures efficiency of VCSEL for a variety of the analogue connecting lines and relatively small distribution networks, and also for the mobile and onboard applications. A concrete choice is the right of the developers of the equipment.

*The work was done with support of the Ministry of Science and Education of Russia (the code number of the project is RFMEFI60715X0138).*

*The authors express their gratitude to Lazerskom Co. for the samples provided for the research.*

## References

1. **Capmany J. and Novak D.** Microwave photonics combines two worlds. *Nature Photonics*, 2007, vol. 1, pp. 319–330.
2. **Yao J.** Microwave Photonics. *IEEE J. of Lightwave Technol.*, 2009, vol. 27, no. 3, pp. 314–335.
3. **Belkin M. E. and Sigov A. S.** Some Trend in Super-High Frequency Optoelectronics. *Journal of Communications Technology and Electronics*, 2009, vol. 54, no. 8, pp. 855–868 (in Russian).
4. **Waterhouse R. and Novak D.** Realizing 5G. *IEEE Microwave Magazine*, Sept. 2015, vol. 16, no. 8, pp. 84–92.
5. **Urick V. J. Jr., McKinney J. D., and Williams K. J.** *Fundamentals of Microwave Photonics*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2015, 467 p. (in Russian).
6. **Belkin M. E., Klyushnik D. A.** Use of photonic approach for super-wide bandwidth RF signal interconnects. *Proceedings of VI International Conference on Photonics and Information Optics. 1–3 Febr.*, 2017, Moscow, МЕРФИ, pp. 96–97. (in Russian)
7. **Fundamentals of Semiconductor Lasers.** Ed. H. Takuma. Ohm, Tokyo, Japan, 1987. 263 pp.
8. **Belkin M. E., Iakovlev V.** VCSEL Photonics — New optoelectronic method for RF signal processing. *Photonics Russia*, 2015, no. 3 (51), pp. 96–125 (in Russian).
9. **The program of professional retraining "Photonics and RF-photonics in microwave-band radio-electronic systems".** Methodical instructions for the laboratory training. M. E. Belkin, L. I. Zhukov. Moscow, MIREA, 2017, 62 p. (in Russian)

УДК 621.375.4

DOI: 10.17587/nmst.19.568-574

**О. С. Матвеевко**, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: unicfive@yandex.ru, Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), Москва

## ИНТЕГРИРОВАННЫЕ АНТЕННЫ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СИСТЕМАХ НА КРИСТАЛЛЕ

Поступила в редакцию 21.11.2016

*Рассматриваются варианты планарных антенн для диапазонов частот 5, 10–12 и 60 ГГц. Антенны реализованы на подложках GaAs и сапфира по микрополосковой технологии. Антенны обладают широкой диаграммой направленности и могут быть интегрированы в системы на кристалле.*

**Ключевые слова:** системы на кристалле, микрополосковые антенны, нитрид галлия, арсенид галлия

### Введение

Микрополосковые антенны являются широко распространенным типом антенн, при этом существует большое разнообразие конструкций как одиночных антенн, так и антенных решеток. Микрополосковые антенны изготавливаются печатной технологией, зачастую в едином технологическом цикле с активными элементами схемы и обладают рядом преимуществ, по сравнению с обычными микроволновыми антеннами:

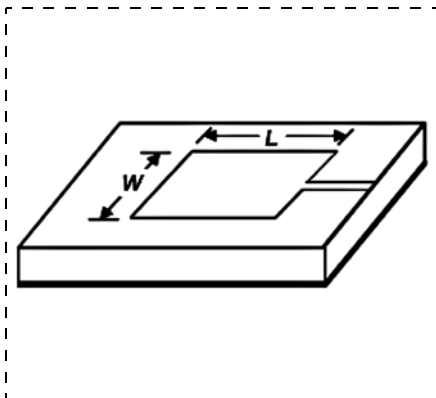
- простота конструкции, компактность, планарность, малая масса;
- простота массового производства, высокая точность за счет использования печатной технологии;

- легкая интеграция с другими монолитными интегральными схемами (МИС) на одной подложке;
- возможность получить не только линейный тип поляризации, но и круговой и эллиптический [1, 2].

К основным недостаткам можно отнести:

- узкую ширину полосы;
- малое усиление;
- сравнительно малую допустимую мощность.

Микрополосковая антенна в простейшей форме состоит из излучателя, расположенного на одной стороне диэлектрической подложки, и земляного проводника с другой стороны (такая антенна называется монополюсом) [3]. Под излучателем подра-



**Рис. 1. Антенна-монополю с кардиоидной диаграммой направленности**

*Fig. 1. Antenna-monopole with a cardioid directivity diagram*

зумеается проводящая площадка, которая в общем случае имеет произвольную форму. Рабочая полоса антенны определяется по диапазону, в котором обратные потери имеют значение менее  $-10$  дБ.

Полоса частот существенно зависит от топологии [1]. Изменяя расположение и размер земляной плоскости относительно излучателя, можно получить различную форму диаграммы направленности.

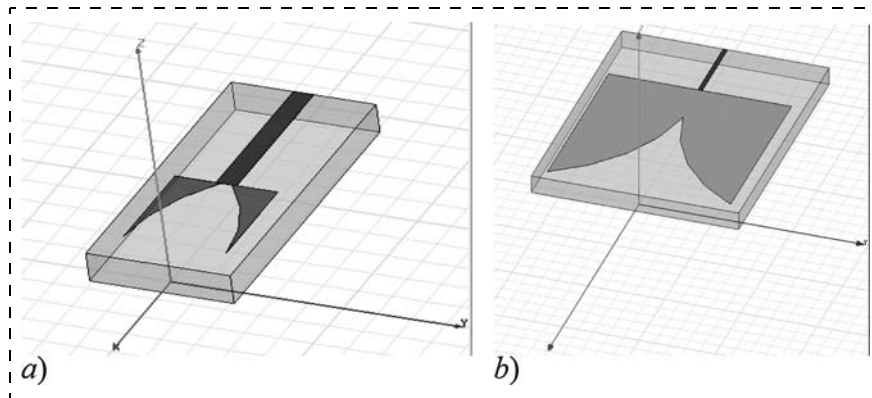
На рис. 1 показан внешний вид простой прямоугольной антенны. Также широко используются простые геометрические формы — квадратные, круглые, треугольные, полукруглые и кольцевые. Могут быть использованы и необычные формы, например, антенны Вивальди.

Устройства на базе интегрированных антенных элементов лежат в основе не только современных систем передачи данных, навигации, связи и радиолокации, но и в разнообразных миниатюрных сенсорах и датчиках для систем охранной сигнализации, определения положения и скорости перемещения объектов и т. д.

### Конструкция антенного элемента для частот 5 и 10–12 ГГц

Разработаны структурные схемы встроенных антенн для диапазонов частот 5 ГГц и 10...12 ГГц для последующего изготовления с использованием РНЕМТ гетероструктур на подложках GaAs. Выбор конструкции пассивного антенного элемента проводился среди решений с возможностью планарной реализации. Благодаря высокой диэлектрической проницаемости подложки GaAs ( $\epsilon = 12,9$ ) размеры антенны удалось максимально уменьшить.

Были изготовлены антенны двух типов: микрополосковые антенны в виде монополя сложной формы типа "Вивальди" (рис. 2) и прямоугольные антенны (рис. 3). Достоинствами монополей "Ви-



**Рис. 2. Микрополосковые антенны в виде монополя сложной формы: а — для частоты 10...12 ГГц; б — для частоты 5 ГГц**

*Fig. 2. Microstrip antennas in the form of a monopole of a complex shape: a — for the frequency of 10...12 GHz; b — for the frequency of 5 GHz*

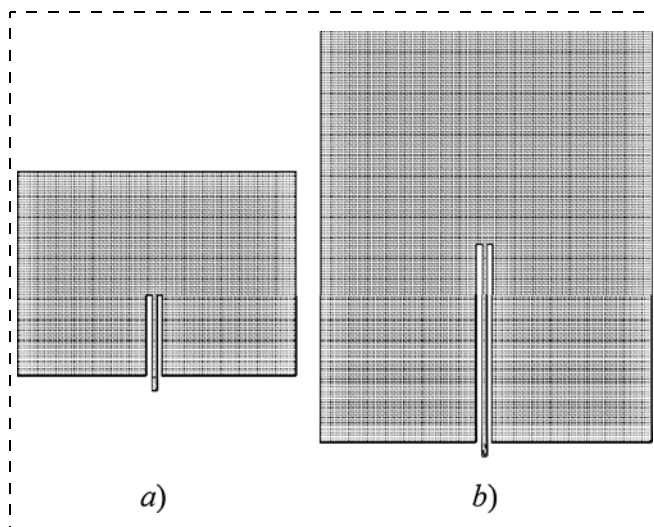
вальди" являются малые размеры и широкая полоса пропускания [4–5].

Расчет и оптимизация антенн проводились в среде электромагнитного моделирования ADS компании Keysight Technologies. Расчетные зависимости антенных элементов представлены на рис. 4. Из графика видно, что в диапазоне 10...12 ГГц потери отражения антенного элемента менее  $-22$  дБ, а при частоте 5 ГГц  $-17$  дБ.

Размеры антенн составляют  $\sim 6 \times 6$  мм для частоты 5 ГГц и  $6 \times 3$  мм для частот 10...12 ГГц. Толщина подложки 0,6 мм.

Фотографии прямоугольных антенн частот 5 и 10...12 ГГц, разваренных на плату с коаксиальным выводом для проведения измерений диаграмм направленности, представлены на рис. 5.

Результаты измерений антенн для частот 5 ГГц и 10...12 ГГц представлены на рис. 6 и 7.



**Рис. 3. Антенный элемент в виде прямоугольного монополя: а — для частоты 10...12 ГГц; б — для частоты 5 ГГц**

*Fig. 3. Antenna element in the form of a rectangular monopole: a — for the frequency of 10...12 GHz; b — for the frequency of 5 GHz*

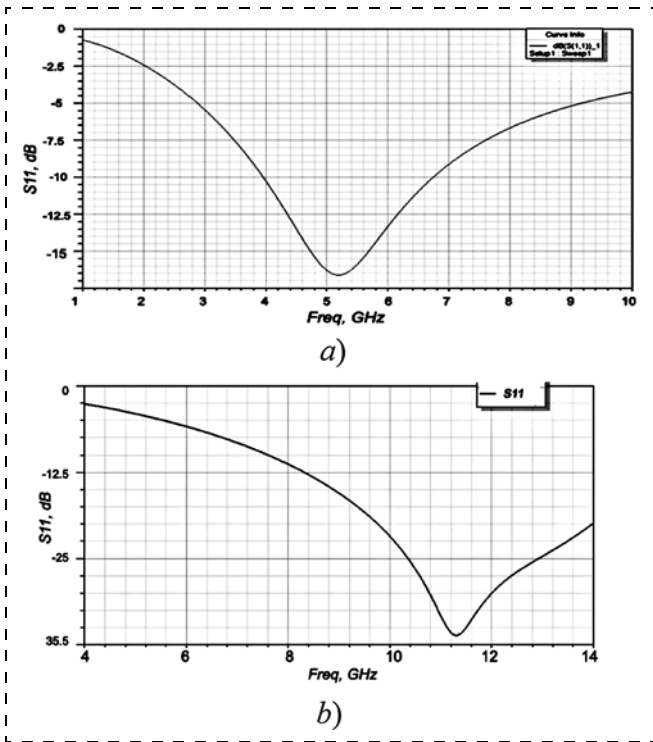


Рис. 4. Зависимость  $S_{11}$  антенного элемента от частоты:  $a$  — для 5 ГГц,  $b$  — для 10...12 ГГц

Fig. 4. Dependence of  $S_{11}$  antenna element on the frequency:  $a$  — for 5 GHz,  $b$  — for 10...12 GHz

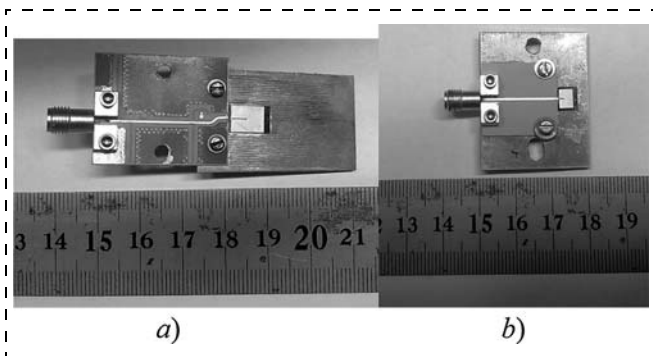


Рис. 5. Фотографии антенн, разваренных на плату с коаксиальным выходом:  $a$  — для частоты 5 ГГц;  $b$  — для частоты 10...12 ГГц

Fig. 5. Photos of the antennas, welded on a board with a coaxial outlet:  $a$  — for the frequency of 5 GHz;  $b$  — for the frequency of 10...12 GHz

Как видно из рисунков, диаграммы направленности близки к кардиоидным, максимум излучения перпендикулярен поверхности антенны.

### Микрополосковая антенна для V-диапазона частот

Микрополосковые антенны для диапазона частот 57...64 ГГц рассчитаны и изготовлены также в двух вариантах: монополю в виде круга и прямоугольной формы. Фотографии кристаллов антенн представлены на рис. 8. Прямоугольный тип монополя является наиболее популярным и хорошо изученным типом. Монополю в виде круга обладает

сопоставимым продольным размером, но меньшей занимаемой площадью. Размеры антенн: диаметр круга 730 мкм, размеры прямоугольного монополя  $735 \times 650$  мкм. Оба варианта рассчитывались для реализации на подложке сапфира толщиной 430 мкм с гетероструктурой нитрида галлия.

Для измерения диаграмм направленности антенн V-диапазона частот (50...75 ГГц) непосредственно на пластине был разработан специальный измерительный стенд (рис. 9). Диаграмма направленности измеряется с помощью лабораторной антенны, расположенной на расстоянии  $R$  от исследуемой антенны. Лабораторная антенна закреплена на специальном поворотном механизме таким образом, чтобы обеспечить ее движение по дуге окружности, в центре которой расположена исследуемая антенна, с шагом  $5^\circ$ , при этом расстояние  $R$  между антеннами остается неизменным [6].

В состав стенда входят: векторный анализатор цепей для диапазона от 10 МГц до 67 ГГц, лабораторная рупорная антенна диапазона 50...75 ГГц, СВЧ зонд и зондовый стол.

Измерения диаграммы направленности проводили в двух плоскостях:  $ZX$  (вдоль оси симметрии антенны) и  $ZY$  (перпендикулярно оси симметрии) (рис. 9,  $a$ ). При этом в плоскости  $ZY$  диапазон вращения рупорной антенны составил  $180^\circ$ , в то время как в плоскости  $ZX$  — только на  $130^\circ$ . Угол поворота рупорной антенны ограничивался габаритными размерами зондового стола и расположением зондодержателя.

На рис. 10 представлены диаграммы направленности антенны в минимуме потерь отражения на частоте 58 ГГц. В плоскости  $ZY$  измерения были проведены в двух плоскостях поляризации.

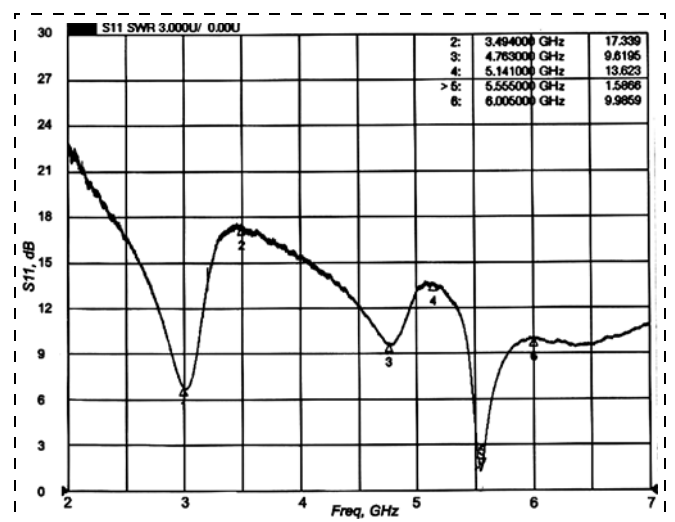


Рис. 6. Измеренные потери отражения антенного элемента для частоты 5 ГГц

Fig. 6. Measured losses of reflection of the antenna element for the frequency of 5 GHz

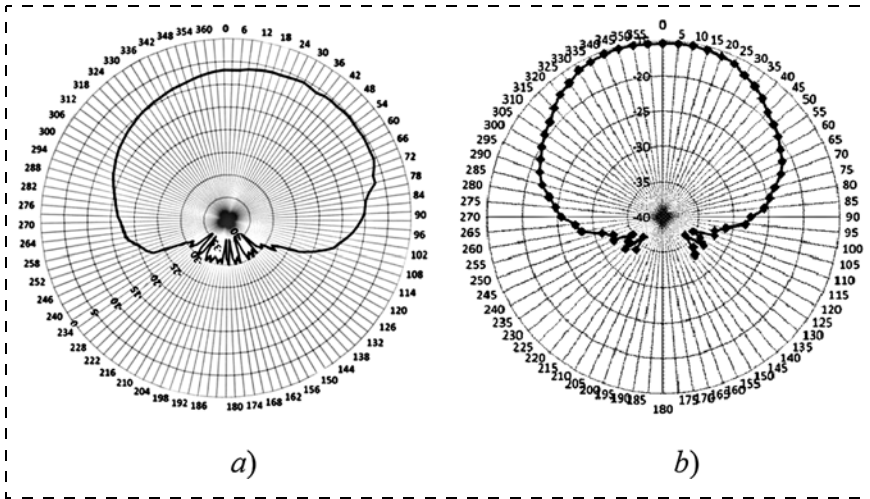


Рис. 7. Диаграммы направленности антенн: *a* — для частоты 5 ГГц; *b* — для диапазона 10...12 ГГц

Fig. 7. Antenna directivity diagrams: *a* — for the frequency of 5 GHz; *b* — for the band of 10...12 GHz

Как видно из рис. 10, диаграмма направленности близка к кардиоидной. Поскольку измерения образцов проводили непосредственно на пластине, металлизация соседних образцов МИС и измерительная оснастка (СВЧ зонд, зондодержатель, зондовый стол) искажали диаграмму направленности антенны, чем можно объяснить изрезанность полученных характеристик. Несмотря на это полученные результаты достаточно хорошо соответствуют расчетным данным.

На рис. 11 представлены измеренные диаграммы направленности МИС малошумящего усилителя (МШУ) с антенной на частоте 57,4 ГГц и антенны с той же измерительной оснасткой, но с отключенным усилителем [7]. Ввиду наличия зондов для подачи напряжения питания и смещения на усилитель, расположенных вдоль продольных сторон кристалла, измерения были проведены в ограниченном диапазоне угловых координат (от  $-20$  до  $+20^\circ$ ).

Результаты измерений показали, что при измерениях антенны с работающим усилителем излучение антенны на 20 дБ больше, чем при измерениях интегрированной антенны без усилителя. Однако вид диаграммы направленности

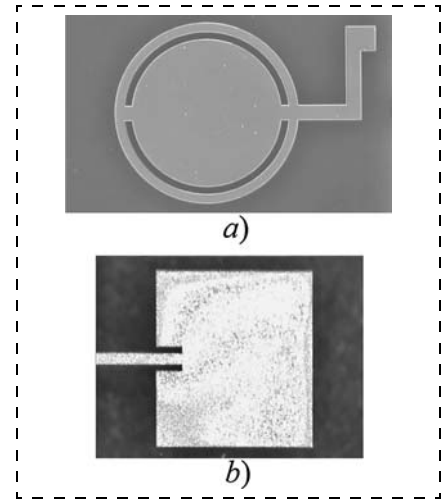


Рис. 8. Фотографии кристаллов антенн V-диапазона двух типов: *a* — круговая антенна; *b* — прямоугольная антенна

Fig. 8. Photos of the crystals of the antennas of the V-band of two types: *a* — circular antenna; *b* — rectangular antenna

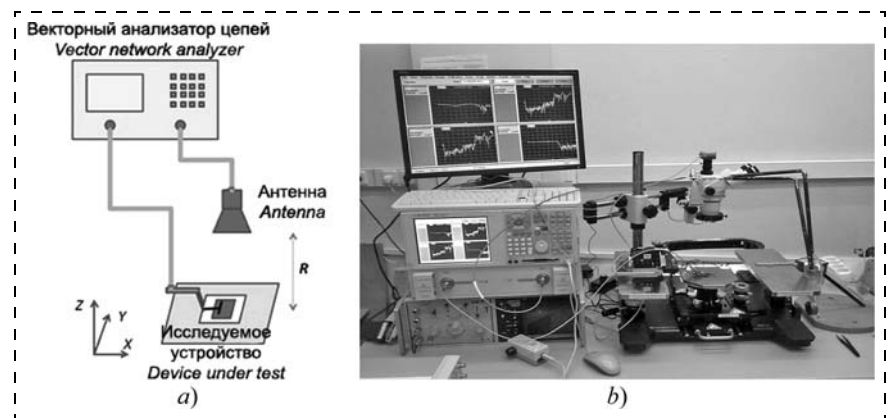


Рис. 9. Стенд для измерения диаграммы направленности МИС со встроенной антенной для V-диапазона частот: *a* — схематическое изображение стенда; *b* — фотография стенда

Fig. 9. Stand for measurement of the directivity diagram of MIC with a built in antenna for the frequencies: *a* — a diagrammatic representation of the stand; *b* — photo of the stand

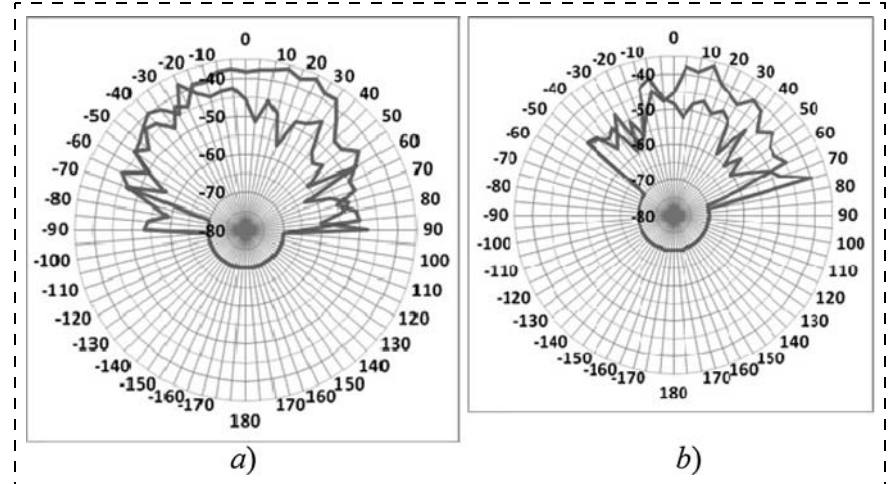


Рис. 10. Диаграммы направленности антенны, измеренные на частоте 58 ГГц в двух плоскостях поляризации: *a* — в плоскости *YZ*; *b* — в плоскости *ZX*

Fig. 10. Diagrams of the antenna directivity measured on the frequency of 58 GHz in two planes of polarization: *a* — in the plane of *YZ*; *b* — in the plane of *ZX*

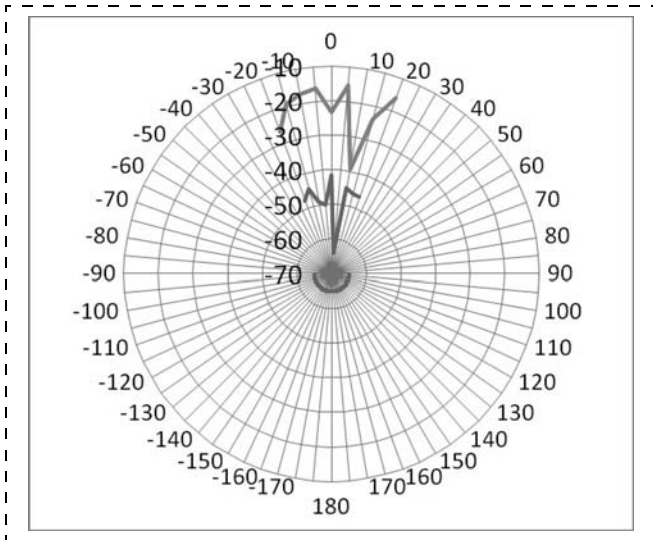


Рис. 11. Измеренная диаграмма направленности МИС МШУ с антенной и антенны на входе МШУ отдельно на частоте 57,4 ГГц  
 Fig. 11. Measured directivity diagram of MIC LNA with an antenna and an antenna at the input of LNA separately on the frequency of 57.4 GHz

является искаженным в связи с наличием СВЧ зонда и зондов питания с трех сторон от МИС.

### Заключение

Проведенные исследования показали возможность изготовления микрополосковых антенн непосредственно на кристалле на подложках сапфира и арсенида галлия для широкого диапазона частот: от 5 до 60 ГГц. Продольные размеры антенн варьируются в зависимости от частоты от 0,7 (для 60 ГГц) до 6 мм (для 5 ГГц). Интеграция антенны на кристалл позволяет минимизировать потери в тракте и добиться хорошего согласования антенны с МИС. Измерение диаграммы направленности антенны для миллиметрового диапазона длин волн

проводилось зондовым способом ввиду сложности монтажа кристалла с антенной в плату. Несмотря на это, полученные результаты хорошо согласуются: диаграммы направленностей антенн типа "монополь" близки к кардиоидным.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0087, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60714X0087).*

### Список литературы

1. Мальцев П. П., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л., Лисицкий А. П., Федоров Ю. В., Крапихин Д. В., Бунегина С. Л. Многослойные планарные антенны. Часть 1. Типы, реализации, преимущества // Нано- и микросистемная техника. 2012. № 10. С. 45–54.
2. Мальцев П. П., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л., Лисицкий А. П., Федоров Ю. В., Крапихин Д. В., Бунегина С. Л. Многослойные планарные антенны. Часть 2. Обеспечение многочастотного режима круговой или эллиптической поляризации излучения // Нано- и микросистемная техника. 2012. № 11. С. 46–52.
3. Volakis J. L. Antenna engineering handbook // McGraw-Hill Education, 2007. P. 1872.
4. Мальцев П. П., Федоров Ю. Ф., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л. Топология ИМС "Интегральный антенный элемент со встроенным малошумящим усилителем для диапазона 5 ГГц", регистрационное свидетельство № 2011630058 от 05.05.2011 г.
5. Мальцев П. П., Федоров Ю. Ф., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л. Топология ИМС "Интегральный антенный элемент со встроенным малошумящим усилителем для диапазона 10–12 ГГц", регистрационное свидетельство № 2011630059 от 05.05.2011 г.
6. Huang T.-W. et al. CMOS MCM for V-Band Phased Array Applications. European Microwave Week, Nürnberg, Germany, 2013.
7. Мальцев П. П., Федоров Ю. Ф., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л., Зуев А. В. Топология ИМС "Интегральный антенный элемент со встроенным малошумящим усилителем для диапазона 57–64 ГГц", регистрационное свидетельство № 2013630159 от 06.11.2013 г.

O. S. Matveenko, Ph. D., e-mail: unificfive@ya.ru;

Institute of Microwave Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, 117105, Russian Federation

*Corresponding author:*

Matveenko Olga S., Senior Researcher, Institute of Microwave Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, 117105, Russian Federation, e-mail: unificfive@ya.ru

## Integrated Antennas for Application in the Systems on a Chip

Received on June 05, 2017

Accepted on July 03, 2017

*The author considers versions of the planar antennas for the frequency bands of 5 GHz, 10–12 GHz and 60 GHz. The conducted research demonstrated a possibility of production of the microstrip antennas directly on a sapphire and gallium arsenide substrates for a wide range of frequencies: from 5 up to 60 GHz. The longitudinal dimensions of the antennas depend on the frequency and range from 0.7 mm (for 60 GHz) up to 6 mm (for 5 GHz). Integration of an antenna on a chip allows to minimize the path loss and to achieve good matching with the MMIC. Measurement of the antenna pattern for the millimeter wavelength range was carried out by the probe method directly on a wafer because of a problem with mounting of a chip with antenna on a board. Metallization of the neighboring MMIC and measuring equipment (microwave probe, probe holder, probe table) distorted the antenna pattern. Despite this, the results obtained are in good agreement: antenna patterns are close to the cardioids pattern.*

**Keywords:** System on Chip, microstrip antenna, Gallium nitride, Gallium arsenide

For citation:

**Matveenko O. S.** Integrated Antennas for Application in the Systems on a Chip, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 568–574.

DOI: 10.17587/nmst.19.568-574

## Introduction

Microstrip antennas are widespread, at that there is a great variety of the designs of single antennas and antenna arrays. The microstrip antennas are produced by a printing technology, often in a single technological cycle with the active circuit elements, and have a number of advantages in comparison with the regular microstrip antennas:

- Simplicity of design, compactness, planarity, small weight;
- Simplicity of a mass production, high accuracy due to the use of the printing technology;
- Easy integration with the other MIC (monolithic integrated circuits) on one substrate;
- Possibility to obtain not only a linear type of polarization, but also a circular and an elliptic ones [1, 2]. Among its basic drawbacks are:
- Narrow width of a strip;
- Small amplification;
- Relatively small admissible power.

In an elementary form a microstrip antenna consists of an emitter located on one side of a dielectric substrate and an earthing conductor on the other side (such an antenna is called a monopole) [3]. The emitter is a conducting platform, which in general, can be of any form. The working strip of the antenna is defined by the band, in which the return loss is less than  $-10$  dB.

The frequency band depends essentially on the topology [1]. By changing the arrangement and the size of the earthing plane in relation to the emitter it is possible to obtain various forms of the directivity diagram.

Fig. 1 presents a view of a simple rectangular antenna. Other simple geometrical forms — square, round, triangular, semicircular and ring are also widely used. Unusual forms, for example, Vivaldi's antennas, can also be used.

The devices based on the integrated antenna elements underlie not only the modern systems of data transmission, navigation, communication and radiolocation, they are also used in various tiny sensors for the systems of the security alarm, positioning and velocity determination of the moving of objects, etc.

## Design of an antenna element for the frequencies of 5 and 10–12 GHz

Block diagrams of the built in antennas were developed for the frequency bands of 5 GHz and 10...12 GHz

for a subsequent manufacturing with the use of PHEMT heterostructures on GaAs substrates. The design of a passive antenna element was selected from among solutions with a possibility of a planar realization. Due to a high dielectric permeability of the GaAs substrate ( $\epsilon = 12.9$ ) the dimensions of the antenna were reduced as much as possible.

Antennas of two types were manufactured: microstrip antennas in the form of a monopole of a complex form of Vivaldi type (fig. 2) and rectangular antennas (fig. 3). The advantages of the Vivaldi monopoles are small dimensions and a wide pass-band [4–5].

Calculation and optimization of the antennas were done in ADS environment of electromagnetic modeling from Keysight Technologies Co. The estimated dependences of the antenna elements are presented in figure 4. From the diagram it is visible, that in the range of 10–12 GHz the loss of reflection of an antenna element is less than  $-22$  dB, and at the frequency of 5 GHz  $-17$  dB.

The sizes of the antennas were  $\sim 6 \times 6$  mm for the frequency of 5 GHz and  $6 \times 3$  mm for the frequencies of 10...12 GHz. The thickness of a substrate was 0.6 mm.

Photos of the rectangular antennas for the frequencies of 5 and 10...12 GHz, welded on a board with a coaxial outlet for carrying out of measurements of the directivity diagrams, are presented in fig. 5.

The results of measurements of the antennas for the frequencies of 5 GHz and 10...12 GHz are presented in fig. 6 and 7.

As one can see, the directivity diagrams are close to the cardioid ones, the emission maximum is perpendicular to the antenna's surface.

## Microstrip antenna for the V-band of frequencies

The microstrip antennas for the frequency band of 57...64 GHz were calculated and manufactured also in two versions: monopoles of the circle and rectangular forms. Photos of the crystals of the antennas are presented in fig. 8. The rectangular monopole is the most popular and well studied type. The monopole in the form of a circle has a comparable longitudinal size, but occupies smaller area. Dimensions of the antennas: diameter of the circle —  $730 \mu\text{m}$ , dimensions of the rectangular monopole —  $735 \times 650 \mu\text{m}$ . Both versions were calculated for realization on a sapphire substrate

with thickness of 430  $\mu\text{m}$  and heterostructure of gallium nitride.

For measurement of the directivity diagrams of the antennas of the V-band of frequencies (50...75 GHz) directly on a board a special measuring stand was developed (fig. 9). The directivity diagram was measured by means of a laboratory antenna located at distance  $R$  from the investigated antenna. The laboratory antenna was fixed on the special rotary mechanism, in order to ensure its movement via a circle arch, in the centre which the investigated antenna was located, with a step of  $5^\circ$ , at that distance  $R$  between the antennas remained invariable [6].

The composition of the stand included: a vector analyzer of circuits for the range from 10 MHz up to 67 GHz, a laboratory horn antenna for the range of 50...75 GHz, a microwave probe and a probe table.

Measurements of the directivity diagram were done in two planes:  $ZX$  (along the axis of symmetry of the antenna) and  $ZY$  (perpendicularly to the axes of symmetry) (fig. 9). Thus, in plane  $ZY$  the rotation range of the horn antenna was  $180^\circ$ , while in plane  $ZX$  — only  $130^\circ$ . The turn angle of the horn antenna was limited by the overall dimensions of the probe table and position of the probe-holder.

Fig. 10 presents the directivity diagrams of the antenna in the minimum of losses of reflection on the frequency of 58 GHz. In the plane of  $ZY$  the measurements were done in two planes of polarization. As one can see, the directivity diagram is close to the cardioid one. Since the measurements of the samples were done directly on a plate, the metallization of the neighboring samples of MIC and measuring equipment (microwave probe, probe-holder, probe table) distorted the directivity diagram of the antenna, explains the irregularity of the received characteristics. Despite this, the received results correspond to the calculated data well enough.

Fig. 11 presents measurements of the directivity diagram of MIC of a low-noise amplifier (LNA) with an antenna for the frequency of 57.4 GHz and an antenna with the same measuring equipment, but a disconnected amplifier [7]. Because of the presence of the probes for ensuring a voltage supply and a shift to the amplifier, located along the longitudinal sides of the crystal, the measurements were done within a limited range of the angular co-ordinates (from  $-20^\circ$  up to  $+20^\circ$ ).

The results of the measurements demonstrated that during the measurements of the antenna with a working amplifier the emission of the antenna was 20 dB more than during the measurements of the integrated antenna without an amplifier. However, the view of the directivity diagram was distorted due to the presence of a microwave probe and the supply probes from three sides from MIC.

## Conclusion

The carried out research works demonstrated a possibility for manufacturing of the microstrip antennas directly on a crystal, on the sapphire and gallium arsenide substrates for a wide range of frequencies: from 5 up to 60 GHz. The longitudinal dimensions of the antennas vary depending on frequency from 0.7 mm (for 60 GHz) up to 6 mm (for 5 GHz). Integration of the antenna on a crystal allows us to minimize the losses in a path and to achieve a better coordination of the antenna with MIC. The measurement of the directivity diagram of the antenna for the millimeter band of the wavelengths was done by the probe method because of the complexity of installation of a crystal with an antenna on a board. Despite this, the received results agree well: the directivity diagrams of the antennas of the monopole type are close to the cardioid ones.

*The work was done with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia (grant agreement № 14.607.21.0087, unique identifier of the project — RFMEFI60714X0087).*

## References

1. Mal'tsev P. P., Matveenko O. S., Gnatyuk D. L., Lisitskij A. P., Fyodorov Yu. V., Krapukhin D. V., Bunegina S. L. Mnogoslojnye planarnye anteny. Chast' 1. Tipy, realizatsii, preimushhestva, *Nano- i mikrosistemnaya tekhnika*, 2012, no. 10, pp. 45—54 (in Russian).
2. Mal'tsev P. P., Matveenko O. S., Gnatyuk D. L., Lisitskij A. P., Fyodorov Yu. V., Krapukhin D. V., Bunegina S. L. Mnogoslojnye planarnye anteny. Chast' 2. Obespechenie mnogochastotnogo rezhima krugovoj ili ehllipticheskoy polyarizatsii izlucheniya, *Nano- i mikrosistemnaya tekhnika*, 2012, no. 11, pp. 46—52 (in Russian).
3. Volakis J. L. *Antenna engineering handbook*, McGraw-Hill Education, 2007, pp. 1872.
4. Mal'tsev P. P., Fedorov Yu. F., Matveenko O. S., Gnatyuk D. L. Topologiya IMS "Integral'nyj antennyj ehlement so vstroennym maloshumyashhim usilitelem dlya diapazona 5 GHz". *Registratsionnoe svidetel'stvo* № 2011630058, 05.05.2011 g. (in Russian).
5. Mal'tsev P. P., Fedorov Yu. F., Matveenko O. S., Gnatyuk D. L. Topologiya IMS "Integral'nyj antennyj ehlement so vstroennym maloshumyashhim usilitelem dlya diapazona 10—12 GHz". *Registratsionnoe svidetel'stvo* № 2011630059, 05.05.2011 g. (in Russian).
6. Huang T.-W. et. al. CMOS MCM for V-Band Phased Array Applications. European Microwave Week, Nürnberg, Germany, 2013.
7. Mal'tsev P. P., Fedorov Yu. F., Matveenko O. S., Gnatyuk D. L., Zuev A. V. Topologiya IMS "Integral'nyj antennyj ehlement so vstroennym maloshumyashhim usilitelem dlya diapazona 57—64 GHz". *Registratsionnoe svidetel'stvo* № 2013630159, 06.11.2013 g. (in Russian).



## ЦЕЛИ И ЗАДАЧИ, ВЫПОЛНЯЕМЫЕ ЖУРНАЛОМ "НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА"

Целями междисциплинарного теоретического и прикладного научно-технического журнала "Нано- и микросистемная техника" являются освещение современного состояния, перспектив и тенденций развития нано- и микросистемной техники, представление результатов исследований и разработок, а также их внедрения в различные области науки, технологии и производства, с периодичностью 12 выпусков в год на русском и английском языках в основной печатной версии. Микросистемная техника (*microsystems engineering* — MSE) на базе технологии микросистем (*microsystems technology* — MST) и микроэлектромеханических систем (*microelectromechanical systems* — MEMS) использует планарные и объемные конструкционные свойства элементов при создании нового поколения устройств, приборов и механизмов повышенной сложности, применяемых в радиотехнике, оптике, машиностроении, приборостроении, химии и биомедицине на основе микроэлектроники и наносистем (*nanosystems*).

Ключевые слова, описывающие содержание журнала: нанотехнологии, зондовая микроскопия, микромашины и наносистемы, молекулярная электроника, биоактивные нанотехнологии, элементы датчиков и биочипы, микроэлектромеханические системы, микрооптоэлектромеханические системы, биомикроэлектромеханические системы, микро- и наноэлектронные "системы-на-кристалле".

С 2005 г. журнал выходит под названием "Нано- и микросистемная техника", ISSN 1813-8586, ранее журнал выходил в печати под названием "Микросистемная техника", ISSN 1684-6419, 1999—2004 гг. Новое название ориентировано на расширение проблематики журнала с учетом развития микросистемной техники и перехода от технологических приемов микроэлектроники к нанотехнологии с использованием наноматериалов для создания наносистем.

Траслитерированное название журнала NANO- I MIKROSISTEMNAYA TEKHNIKA и параллельное название на английском языке NANO- and MICROSYSTEMS TECHNOLOGY.

Задачей журнала "Нано- и микросистемная техника" является обеспечение соответствия требованиям, предъявляемым международной реферативной базой данных Scopus при публикации научных статей и обзоров, и безусловного соблюдения всех положений Кодекса этики научных публикаций. В составе редакционного совета и редакционной коллегии доля иностранных членов составляет 10 %.

С мая 2003 г. журнал выпускается при научно-методическом руководстве Отделения информационных технологий и вычислительных систем Российской академии наук, реорганизованного с 2008 г. в Отделение нанотехнологий и информационных технологий Российской академии наук.

С 2014 г. статьи имеют дополнительный список литературы на латинице (References) и журнал включен в международную базу технической литературы на английском языке INSPEC.

С 2015 г. все статьи переводятся на английский язык в основной печатной версии и журнал включен в международную базу Chemical Abstracts Service (CAS), которая входит в Medline на платформе Web of Science.

В 2003 г. журнал включен в Перечень научных и научно-технических изданий ВАК России. С 2015 г. журнал вошел в обновленный Перечень рецензируемых ведущих научных рейтинговых отечественных изданий, в которых должны быть опубликованы основные результаты диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук по техническим, физико-математическим и химическим наукам. В 2016 г. журнал включен в базу данных Russian Science Citation Index (RSCI) на платформе Web of Science.

С 2005 г. журнал индексируется в системе Российского индекса научного цитирования (РИНЦ). С 2017 г. статьям присваивают DOI.

Тематические разделы журнала: элементы микро- и наносистемной техники (МНСТ); материаловедческие и технологические основы МНСТ; нанотехнология и зондовая микроскопия; молекулярная электроника и биоэлектроника; конструирование и моделирование МНСТ; системы-на-кристалле; применение МНСТ.

Тематические рубрики по номенклатуре ВАК: 01.04.00 ФИЗИКА: 01.04.10. Физика полупроводников; 01.04.15. Физика и технология наноструктур, атомная и молекулярная физика.

02.00.00 ХИМИЧЕСКИЕ НАУКИ: 02.00.21 Химия твердого тела.

05.27.00 ЭЛЕКТРОНИКА: 05.27.01. Твердотельная электроника, радиоэлектронные компоненты, микро- и наноэлектроника, приборы на квантовых эффектах; 05.27.06. Технология и оборудование для производства полупроводников, материалов и приборов электронной техники.

С 1999 г. аннотации статей и ключевые слова на русском и английском языках доступны в разделе — "Поиск аннотаций и статей", и статьи на русском (с 1999 г.) и английском (с 2015 г.) языках находятся в бесплатном "отложенном" открытом доступе (формат *pdf*) в разделе — "Архив статей с 1999 г.", на сайтах журнала: <http://www.microsystems.ru>; <http://www.novtex.ru/nmst/>.

Публикация статей — бесплатная. Журнал распространяется по подписке основного печатного издания внутри России и для зарубежных подписчиков. Требования к статьям для публикации и условия подписки доступны на сайте журнала

<http://www.microsystems.ru/>. Рукописи статей принимает ответственный секретарь журнала Лысенко Антонина Викторовна (nmst@novtex.ru, тел/факс: + 7 (499) 269-55-10). В одном номере журнала автором (соавтором) может быть опубликована только одна статья после положительного рецензирования редколлегий.

Представители Издательства ООО "Новые технологии" входят в российский Комитет по этике

научных публикаций, основной задачей которого является разработка правил и принципов этики в научно-издательском процессе, и с положениями Кодекса этики научных публикаций можно ознакомиться на официальном сайте — [www.publicet.org](http://www.publicet.org).

Ниже приведено ориентировочное содержание публикации научных статей и обзоров по микро- и наносистемной технике (МНСТ) по разделам (см. таблицу).

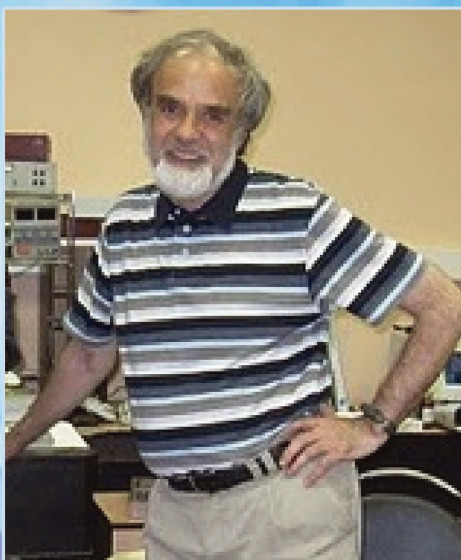
Разделы	Ориентировочное содержание публикации
Элементы МНСТ	<ul style="list-style-type: none"> <li>чувствительные элементы и преобразователи информации для физических величин, химических элементов, биологических материалов, датчики</li> <li>исполнительные устройства и переключатели, микромеханизмы, микроинструмент, микрозеркала</li> <li>источники энергии и движения — микродвигатели, микротурбины и микросистемы энергообеспечения</li> <li>микроэлектромеханические и микрооптоэлектромеханические системы (МЭМС/МОЭМС)</li> <li>радио- и СВЧ микроэлектромеханические фильтры</li> <li>фотонные кристаллы</li> <li>технологические микросистемы</li> <li>микромашин</li> </ul>
Материаловедческие и технологические основы МНСТ	<ul style="list-style-type: none"> <li>материалы поверхностной и объемной микромеханики</li> <li>технологические операции</li> <li>трехмерные технологии</li> <li>низкоразмерные структуры</li> <li>адаптивные ("умные") материалы</li> <li>специальные технологии МНСТ — LIGA-технология, корпускулярно-лучевое микроформообразование, волоконная технология</li> </ul>
Нанотехнология и зондовая микроскопия	<ul style="list-style-type: none"> <li>зондовый инструмент для СТМ и АСМ</li> <li>многозондовая память</li> <li>магнито-, пьезо- и сегнетоэлектрики с нанокристаллитами</li> <li>зондовая микроскопия органических и неорганических материалов</li> <li>наногетероструктуры и приборы на их основе</li> <li>наноэлектромеханические элементы</li> <li>наномашин</li> </ul>
Молекулярная электроника и биоэлектроника	<ul style="list-style-type: none"> <li>биотехнические микросистемы и биореакторы</li> <li>"лаборатория на кристалле", биочипы, ДНК-чипы и ДНК-процессоры</li> <li>органические и полимерные полупроводники и контакты</li> <li>приборы и системы с использованием молекулярных объектов в качестве элементной базы вычислительных устройств</li> <li>квазибиологические нейросетевые подходы для вычислений и анализа решений</li> <li>биомикроэлектромеханические системы (БиоМЭМС)</li> <li>молекулярная электроника</li> <li>биоактивные нанотехнологии</li> </ul>
Конструирование и моделирование МНСТ	<ul style="list-style-type: none"> <li>моделирование и проектирование материалов, процессов и элементов МНСТ</li> <li>конструирование микромашин и наносистем</li> <li>САПР для МНСТ</li> <li>управление микросистемами и их распределенными сообществами</li> </ul>
Системы-на-кристалле	<ul style="list-style-type: none"> <li>моделирование, проектирование и конструирование однокристалльных устройств и микромашин</li> <li>источники и приемники терагерцевого излучения</li> <li>спектроанализаторы</li> <li>микро- и наноэлектронные "системы-на-кристалле" с различными функциональными элементами и блоками</li> </ul>
Применение МСТ	<ul style="list-style-type: none"> <li>конструирование приборов и микромашин на основе элементной базы МНСТ</li> <li>сборка, испытания и сертификация макросистем</li> <li>авиа- и автоэлектронные компоненты и блоки на основе МНСТ</li> <li>мини- и микроробототехнические системы наземного и подземного, надводного и подводного, воздушного и космического базирования</li> </ul>
Информация	<ul style="list-style-type: none"> <li>научно-технические конференции</li> <li>выставки в области науки, технологии и производства</li> </ul>

*Главный редактор журнала д-р техн. наук, проф. П. П. Мальцев*

Адрес редакции журнала: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. Телефон редакции журнала (499) 269-5510. E-mail: nmst@novtex.ru  
 Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия.  
 Свидетельство о регистрации ПИ № 77-18289 от 06.09.04.

Технический редактор Т. А. Шацкая. Корректор Е. В. Комиссарова.

Сдано в набор 21.07.2017. Подписано в печать 26.08.2017. Формат 60×88 1/8. Заказ МС0917. Цена договорная  
 Оригинал-макет ООО «Авансед солюшнз». Отпечатано в ООО «Авансед солюшнз». 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)



Бессменным руководителем  
лаборатории ОНИЛ СОУ  
является д.т.н., профессор  
Михаил Евсеевич Белкин

7 октября 2007 года по инициативе члена-корреспондента РАН Владимира Григорьевича Мокерова в Государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Московский государственный институт радиотехники, электроники и автоматики» (МИРЭА) была создана Объединенная научно-исследовательская лаборатория «Сверхвысокочастотные и оптоэлектронные устройства» (ОНИЛ СОУ), учредителями которой были ИСВЧПЭ РАН и МИРЭА.

Положение, соглашение и приказ о создании ОНИЛ СОУ размещены на сайте ИСВЧПЭ РАН <http://new.isvch.ru/podrazd/>.

Общая цель ОНИЛ СОУ состоит в развитии в России нового научно-технологического направления – радиофотоника (иностранный эквивалент Microwave Photonics). Во исполнение ее решались конкретные научные, производственные и учебные задачи в области исследования, разработки, проектирования и опытного производства изделий СВЧ микроэлектроники и микрофотоники для перспективных телекоммуникационных и радиолокационных применений. По результатам исследований и разработок опубликовано около 70 статей в отечественных и иностранных журналах и материалах международных конференций, запатентовано 7 РИД, изданы 2 монографии и 10 учебных пособий. В конце 2015 года ОНИЛ СОУ вошла в состав организованного в МИРЭА научно-технологического центра «Интегральная радиофотоника» (НТЦ ИРФ). Это привело к коррекции основной деятельности лаборатории, и, начиная с 2016 года, в ОНИЛ СОУ получили развитие следующие пять научно-технических направлений:

- многофункциональные фотонные интегральные схемы;
- радиоэлектронные устройства и системы на базе методов и средств радиофотоники;
- компонентная база и аппаратура линейного тракта сверхскоростных цифровых и сверхширокополосных аналоговых волоконно-оптических систем;
- аппаратура и телекоммуникационные системы волоконно-эфирной структуры (RoF);
- терагерцевая фотоника.

По результатам исследований и разработок 2016 г. опубликовано 10 статей в отечественных и иностранных журналах и материалах международных конференций, получен патент на РИД, издано 2 учебных пособия.

В образовательном плане силами ОНИЛ СОУ проведено обучение сотрудников ИРЭ-Полос в рамках направления 4 «Инженер-разработчик телекоммуникационной аппаратуры и волоконно-оптических систем связи» программы опережающей подготовки Роснано (2011–2012 гг.). Начиная с 2015 г., ежегодно проводится переподготовка сотрудников ведущих предприятий радиотехнической отрасли по программе «Фотоника и радиофотоника в радиоэлектронных системах сверхвысокочастотного диапазона».

## Электронно-лучевой литографический комплекс **Raith VOYAGER**

**VOYAGER** – это новый прибор класса высокопроизводительных электронно-лучевых литографов; построен на инновационной технологии **Raith eWrite**. Рекомендован в областях, связанных как с серийным производством, так и с научно-исследовательскими работами, где требуется высокая производительность и максимум пространственного разрешения. Инновационная архитектура и высокие показатели спецификации разработаны для получения точных результатов при высокой скорости экспонирования и при весьма низкой стоимости владения прибором. **VOYAGER**, таким образом, снижает барьер для доступа в сферу профессиональной, ориентированной на высокую производительность электронно-лучевой литографии.



### Концепцию VOYAGER подчеркивает:

- » инновационная архитектура системы
- » сниженные требования к условиям эксплуатации в помещении и малое занимаемое пространство
- » производительность экспонирования более 1 см<sup>2</sup>/час
- » невысокая стоимость владения

**VOYAGER** – первая система, в которой реализована новая технология **Raith eWrite**. Она объединяет в себе специализированную «выделенную» архитектуру электронно-лучевой колонны и паттерн-генератора, позволяющую осуществлять автоматизацию калибровок системы и высокую скорость при серийном производстве.



**8-800-2000-567**  
**www.optecgroup.com**

На правах рекламы.

Подробнее читайте на сайте [optecgroup.com](http://optecgroup.com)  
в разделе **Оборудование/Материаловедение/Литография/Электронно-лучевые литографы**  
или по ссылке: [http://optecgroup.com/equipment/Elektronno-luchevye\\_litografy/raith-voyager](http://optecgroup.com/equipment/Elektronno-luchevye_litografy/raith-voyager)