## STRUCTURAL ANALYSIS OF n-InN HETEROEPITAXIAL FILMS AND THEIR OHMIC CONTACTS

Belyaev A. E., Boltovets N. S., Brunkov P. N., Gudymenko A. I., Jmerik V. N., Ivanov S. V., Kladko V. P., Konakova R. V., Saj P. O., Safriuk N. V., Shynkarenko V. V.

<sup>1</sup> Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences, pr. Nauki 41, Kyiv, 03680, Ukraine, tel. +38(044) 525 61 82, e-mail: konakova@isp.kiev.ua

<sup>2</sup> "Orion" Research Institute, vul. E. Pottier 8a, Kyiv, 03057, Ukraine, e-mail: bms@i.kiev.ua

<sup>3</sup> loffe Physical-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, ul. Politekhnicheskaya 26, St. Petersburg,

194021, Russia, tel.: +7(812)2979124,

e-mail: jmerik@pls.ioffe.ru

Abstract — The structural properties of high-doped n-InN heteroepitaxial films and Au-Ti-Pd-InN ohmic contacts were analysed. The mosaic structure of the InN films was shown by X-ray diffraction. The level of screw dislocations exceed 10<sup>8</sup> cm<sup>2</sup>, the level of edge dislocations exceed 10<sup>9</sup> cm<sup>-2</sup>. It was found, that enrichment of InN films by indium leads to the formation of droplets on the surface of the film and the appearence of InN metal shunts during the formation of ohmic contacts. Also the enrichment of InN films by indium causes an increase of the specific contact resistance  $\rho_c$  with the temperature increase.

# СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК n-InN И КОНТАКТОВ К НИМ

А. Е. Беляев<sup>1</sup>, Н. С. Болтовец<sup>2</sup>, П. Н. Брунков<sup>3</sup>, А. И. Гудыменко<sup>1</sup>, В. Н. Жмерик<sup>3</sup>, С. В. Иванов<sup>3</sup>, В. П. Кладько<sup>1</sup>, Р. В. Конакова<sup>1</sup>, П. О. Сай<sup>1</sup>, Н. В. Сафрюк<sup>1</sup>, В. В. Шинкаренко<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва НАН Украины пр. Науки, 41, 03680, Киев, Украина, тел. +38(044) 525 61 82, e-mail: konakova@isp.kiev.ua <sup>2</sup> Государственное предприятие НИИ "Орион" ул. Эжена Потье, 8а, 03057, Киев, Украина, e-mail: bms@i.kiev.ua Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия, тел.: +7(812)2979124,

e-mail: jmerik@pls.ioffe.ru

Аннотация — В работе изучены структурные свойства гетероэпитаксиальных сильнолегированных пленок InN n-типа и омических контактов Au-Ti-Pd-InN. Методами рентгеновской дифрактометрии обнаружены мозаичная структура пленок InN, уровень винтовых дислокаций превышающий 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>, уровень краевых дислокаций, превышающий 10<sup>9</sup> см<sup>-2</sup>. Установлено обогащение пленки InN индием, приводящее к формированию капель на поверхности пленки InN и возникновению металлических шунтов в процессе создания омических контактов, обуславливающих увеличение удельного контактного сопротивления р. с ростом температуры.

## I. Введение

Создание омических контактов к гетероструктурам InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(GaAs, Si) является сложной физико-технологической задачей. Это связано с высокой плотностью дислокаций в гетероструктурах, растущих на чужеродных подложках, а также с наличием концентраторов напряжений на поверхности InN, возникающих, например, из-за сегрегации In на дислокациях. Последнее, как было показано в [1], обусловлено термодинамической нестабильностью слоев InN и спецификой их эпитаксиального роста, приводящей к обогащению поверхности индием. В столь дефектных гетероструктурах, как было показано в [2] на примере сплавных контактов In-GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, механизмы формирования омических контактов отличаются от традиционных и связаны с возникновением в приконтактной области металлических шунтов. Однако экспериментальные данные о структурных свойствах приконтактных слоев n-InN, обогащенных индием практически отсутствуют. В то же время, учитывая востребованность гетероструктур InN/GaN/ /Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для микро- и оптоэлектроники, информация о структурных параметрах слоев InN, находящихся в контакте с металлической фазой формирующей омический контакт, является крайне важной.

#### II. Основная часть

Слои n-InN были выращены ппазменноактивированной молекулярно-лучевой эпитаксией на установке Compact 21 T (Riber). На плазменно нитридизированных подложках с-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> выращивались буферные слои GaN (000-1) толщиной ~ 0,9 мкм, которые задавали N-полярность следующим слоям InN(000-1). Были выращены образцы с толщинами InN ~0,6 мкм (образец № 559) и ~2,5 мкм (образец № 401). Для роста эпислоев использовалось соотношение потоков F<sub>In</sub>/F<sub>N</sub>=1÷1,1, при температуре подложки T = 480 °C. Рост контролировался с помощью дифракции отраженных быстрых электронов и лазерной рефлектометрии.

Контактная металлизация Au(500 нм)-Тi(60 нм)-Pd(30 нм)–n-InN (образец № 559) и Au(100 нм)– Ті(60 нм)–Рd(30 нм)–n-InN (образец № 401) формировалась вакуумным напылением металлов на подогретую до 350°С подложку. Структурные параметры эпитаксиальных пленок были получены из рентгенодифракционных измерений на дифрактометре Panalytical X-Pert PRO MRD. Степень мозаичности пленок InN измерялась углами наклона и поворотов субблоков, а также длиной когерентности (в вертикальном и горизонтальном направлениях). Индивидуальный вклад каждого из этих факторов в уширение рентгеновских отражений был получен из построения Вильямсона-Холла. Хорошо известно, что факторы, вызывающие уширение рентгеновских отражений, такие как наклоны и повороты, как правило, связаны с винтовыми и краевыми дислокациями в пленке. Поэтому их плотности были определены из анализа графиков Вильямсона-Холла. Информация о приповерхностном слое InN и контактной металлизации получена из измерений на дифрактометре Thermo Techno ARL Extra с энергодисперсионным детектором. Дифракционные спектры прописывались с использованием метода скользящего пучка. Фазовый анализ проводился с помощью базы данных ICCDD, PDF-2 Release 2012. Профили распределения компонентов в контактной металлизации измерялись на Оже-спектрометре LAS-2000.



Рис. 1. Профили распределения компонентов слоев контактной металлизации Au-Ti-Pd-n<sup>+</sup>-InN: а – образец № 401; б – образец № 559.



Морфология поверхности пленок InN и сколов омических контактов исследовались на электронном микроскопе.

Рассчитанные из рентгенодифракционных измерений структурные параметры эпислоев InN приведены в таблице. Из таблицы видно, что количество винтовых дислокаций растет с увеличением уровня легирования в пленках InN. Этот факт находится в соответствии с данными о процессах генерации ростовых дислокаций при эпитаксии сильнолегированных эпислоев [3].

Что касается плотности краевых дислокаций, то видна тенденция к их уменьшению с ростом легирования. Анализ блочной структуры пленок показал, что в латеральном направлении размеры блоков увеличиваются с ростом легирования, та же тенденция прослеживается и в перпендикулярном направлении, а число самих блоков уменьшается.

Из экспериментально определенных параметров решетки были рассчитаны деформации в направлении роста пленки. Для расчета деформации использовались идеальные значения параметров решеток InN (c=0,57034 нм) и GaN (c=0,5185 нм). Оказалось (см. таблицу), что слои InN находятся в состоянии растяжения в направлении роста. При этом с возрастанием уровня легирования деформации, рассчитанные по Вильямсону-Холлу ( $\epsilon_{\perp WH}$ ), в слое InN уменьшаются.



Рис. 2. СЭМ-изображение поверхности скола контактной структуры Au-Ti-Pd-InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: а - образец № 401; б - образец № 559; 1 - контактная металлизация; 2 - InN; 3 - GaN; 4 - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Fig. 2. SEM-image of the contact leavage surface of the Au-Ti-Pd-InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> structure: a – sample № 401; 6 – sample № 559; 1 – contact metallization; 2 – InN; 3 – GaN; 4 - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

По данным XRD измерений в контактной металлизации обнаружено золото, а также присутствуют соединения Au<sub>0,919</sub>Ti<sub>0,081</sub> (образец 559). На дифрактограмме образца № 401 наряду с пиком Au отмечался

> Таблица. Параметры слоев InN Table. Parameters of InN layers

№ об- раз ца	Тол- щина плен- ки InN, мкм	Концен- трация элек- тронов, см <sup>-3</sup>	Подвиж- ность элек- тронов, см <sup>2</sup> /В с	Пара- метр ре- шетки InN, с, нм	Плотность винтовых дислокаций, ×10 <sup>8</sup> см <sup>-2</sup>	Плотность краевых дис- локаций, см <sup>-2</sup> ×10 <sup>9</sup> см <sup>-2</sup>	$L_{\parallel}$ , нм	$L_{\!\perp}$ , нм	ε_ ×10⁻⁴ WH	ε_ ×10 <sup>-4</sup>
559	0,6	2·10 <sup>18</sup>	2000	0,57102	2,3	34,7	670	230	4,58	11,9
401	2,5	8,3·10 <sup>18</sup>	1500	0,57054	2,77	5,35	481	557	2,11	3,51

Здесь:  $L_{\parallel}$  и  $L_{\perp}$  - размеры мозаичных блоков в латеральном и перпендикулярном направлениях,  $\epsilon_{\perp}$  - дефор-

мации в направлении роста пленки InN.

2015 25<sup>th</sup> Int. Crimean Conference "Microwave & Telecommunication Technology" (CriMiCo'2015). 6—12 September, Sevastopol, Crimea © 2015: CriMiCo'2015 Org. Com. ISBNs: 978-1-4673-9413-0, 978-1-4673-9414-7, 978-1-4673-9415-4. IEEE Cat. Nr. CFP 15788

слабый пик возле 39,91°, указывающий на присутствие одной или нескольких фаз PdTi, Ti<sub>4</sub>Pd, Pd<sub>0.2</sub>Ti<sub>0.8</sub>, InPd<sub>2</sub>Ti, что находится в соответствии с профилями распределения компонентов контактной металлизации (см. рис. 1). На сколах омических контактов наблюдалась столбчатая структура как буферного слоя GaN, так и пленки InN с характерными дефектами в области границы раздела InN/GaN (см. рис. 2). Распределение компонентов в области границы раздела контактообразующего слоя с InN указывает на наличие в приконтактной области InN избытка индия, что коррелирует с обнаруженными на поверхности исходных пленок InN каплями индия (рис. 3). Эти капли, как было показано в [1], возникают на поверхности пленки InN в силу специфики эпитаксиального роста. При высокой плотности дислокаций, типичной для подобных гетероструктур, велика вероятность аккумуляции на них индия, что может приводить к образованию металлических шунтов. Указанное обстоятельство необходимо учитывать при изготовлении омических контактов к гетероструктурам InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.









Рис. 4. Зависимость  $\rho_c(T)$  для омических контактов Au-Ti-Pd-n<sup>+</sup>InN.



604

Вольтамперные характеристики исследуемых контактов были линейными и симметричными для всех исследуемых образцов во всем измеряемом диапазоне температур.

Экспериментальные зависимости рс(T), измеренные методом TLM, приведены на рис. 4. Видно, что во всем измеренном интервале температур получены линейно растущие зависимости р<sub>с</sub>(T), которые объясняются в рамках механизма протекания тока через металлические шунты, сопряженные с дислокациями [4]. При этом предполагается, что протекающий ток ограничивается суммарным сопротивлением металлических шунтов, а плотность проводящих дислокаций хорошо согласуется с плотностью винтовых дислокаций, измеренных методом рентгеновской дифрактометрии в исследованных структурах. Оценка количества шунтов, проведенная в соответствии с моделью, рассмотренной в [2], показала, что плотность шунтов для образца № 401 составляет ~ 2·10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>, а плотность винтовых дислокаций (см. таблицу), с которыми связаны шунты ~ 2,77 · 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>, для образца № 559 - плотность рассчитанных шунтов ~ 5·10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>, а плотность винтовых дислокаций ~2,3·10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>. Величины р<sub>с</sub> измеренные при Т=300 К, оказались ~ 4·10<sup>-5</sup> Ом см<sup>2</sup> для образца № 559 и ~ 5·10<sup>-5</sup> Ом см⁻² – для образца № 401. Некоторое увеличение ρс в образце № 401 по сравнению с образцом № 559 мы связываем с существенным отклонением в первом от стехиометрического состава InN в приконтактном слое. Для расчета шунтов принималось, что они формируются индием, избыток которого отмечается по данным Оже-спектрометрии в обоих образцах.

### III. Заключение

Показано, что пленка InN находится в состоянии растяжения в направлении роста. При этом с возрастанием уровня легирования деформации в направлении роста пленки  $\epsilon_{\perp}$  уменьшаются, а плотность винтовых дислокаций растет.

Растущие зависимости удельного контактного сопротивления  $\rho_c(T)$  в омических контактах к сильнолегированным (вырожденным) слоям InN, полученным на GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> подложках, могут быть объяснены протеканием тока через металлические шунты, сопряженные с дислокациями. Линейный рост  $\rho_c(T)$  связан с зависимостью сопротивления шунтов от температуры.

Дополнительным фактором, способствующим росту  $\rho_c$  с увеличением температуры, может быть обнаруженное в данной работе обогащение поверхности InN индием, приводящее к формированию капель индия и их возможной аккумуляцией на дислокациях.

#### **IV. References**

- Ivanov S.V., Shubina T.V., Komissarova T.A., Jmerik V.N. Metastable nature of InN and In-rich InGaN alloys // J. Cryst. Growth, 2014, v.403, pp.83-89.
- [2] Blank T.V., Goldberg Yu.A. The current flow mechanism in metal-semiconductor ohmic contacts // Semiconductors, 2007, v.41, № 11, pp. 1281-1308.
- [3] Milvidskij M.G., Osvenskij. Structural Defects in epitaxial layers of semiconductors. Moskow, Metallurgiya, 1985
- [4] Sachenko A. V., Belyaev A. E., Boltovets N. S., Brunkov P. N., Jmerik V. N., Ivanov S. V., Kapitanchuk L. M., Konakova R. V., Klad'ko V. P., Romanets P. N., Saj P. O., Safryuk N. V., Sheremet V. N. Temperature dependences of the contact resistivity in ohmic contacts to n<sup>+</sup>-InN // Semiconductors, 2015, v.49, № 4, pp. 461-471.