

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУР GaAs:Cr МЕТОДАМИ ВЫСОКОРАЗРЕШАЮЩЕЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ И РАМАНОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

© 2015 П. В. Середин<sup>1</sup>, А. В. Федюкин<sup>1</sup>, В. Н. Феклин<sup>2</sup>, И. Н. Арсентьев<sup>3</sup>, Harald Leiste<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, 394006 Воронеж Россия  
e-mail: paul@phys.vsu.ru

<sup>2</sup>Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил «Военно-воздушная академия имени профессора  
Н. Е. Жуковского и Ю. А. Гагарина», ул. Старых Большевиков, 54 «А», 394064 Воронеж, Россия

<sup>3</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26, Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: arsentyev@mail.ioffe.ru

<sup>4</sup>Karlsruhe Nano Micro Facility, H.-von-Helmholtz-Platz, 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

Поступила в редакцию 26.10.2015 г.

**Аннотация.** Диффузия хрома в монокристаллические подложки GaAs(100) приводит к образованию переходного слоя GaAs:Cr. Легированный хромом слой GaAs имеет *n*-тип проводимости, но при этом обладает пониженной по сравнению с подложкой концентрацией электронов. При этом атомы хрома встраиваются в кристаллическую решетку арсенида галлия и занимают регулярные позиции атомов металлической подрешетки. Увеличение времени диффузии хрома в GaAs уменьшает количество поверхностных дефектов.

**Ключевые слова:** GaAs, хром, легирование.

### ВВЕДЕНИЕ

Хорошо известно, что легирование GaAs атомами переходных металлов, в частности атомами хрома (Cr), позволяет получить арсенид галлия с высоким удельным сопротивлением (полупроводящий GaAs) [1—3]. В этом случае примесь хрома ведет себя как акцептор, замещая атомы в металлической подрешетке, с образованием примесных уровней недалеко от центра запрещенной зоны. Установлено, что сплавление GaAs с хромом позволяет достичь концентраций акцептора на уровне  $10^{17}$  см<sup>-3</sup>. Однако вследствие особенностей зонной структуры различных полупроводниковых соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>, а также атомной конфигурации примесных атомов, легирующие элементы могут проявлять амфотерные свойства, т. е. действовать и как акцепторы, и как доноры.

При этом примесные уровни, образующиеся в запрещенной зоне арсенида галлия, будут определять электрические и оптические свойства гетероструктуры. Эти свойства обусловлены относительным положением примесного уровня в запрещенной зоне и сечением захвата носителей. Уровни выступают в роли ловушек, как для основных, так

и для неосновных носителей заряда, а в случае глубоких уровней могут захватывать оба типа носителей и действуют при этом как центры рекомбинации.

Стоит отметить, что свойства такого рода систем, процессов их легирования (диффузия примесей в A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>, структурные, электрофизические и оптические характеристики) уже хорошо изучены. Однако совершенствование подходов и методов легирования структур позволяет не только заново взглянуть на классические системы, но и добиться новых перспективных свойств. Это является интересной и перспективной задачей в области современной физики и технологии A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>-нано-гетероструктур.

Поэтому целью нашей работы стало исследование структурных и оптических свойств GaAs, легированного хромом методом вжигания примеси в полупроводник.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Легированный хромом слой в GaAs был получен по следующей технологической схеме. На первом этапе на 1/2 часть подложки GaAs *n*-типа

( $1-2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) был напылён слой хрома. Напыление хрома выполнялось в вакууме при давлении  $1-2 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст.,  $T=180 \text{ }^\circ\text{C}$ . Толщина слоя составляла порядка 0.01 мкм. После этого на всю поверхность методом ионно-плазменного распыления наносился слой  $\text{SiO}_2$  толщиной 0.2 мкм, который защищал открытую поверхность GaAs от её диссоциации. Такая структура была разделена

на две части для 2 экспериментов: отжиг при температуре  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  в потоке водорода, но при различных временных интервалах:  $t=5$  мин,  $t=20$  мин. После процесса диффузии хрома  $\text{SiO}_2$  и Cr стравливались. Полученные таким образом образцы исследовались структурными и спектроскопическими методами. Технологические характеристики исследованных образцов приведены в табл. 1.

**Таблица 1.** Результаты высокоразрешающей рентгеновской дифракции

Образец	Компоненты вектора обратной решетки для соответствующих узлов, $\text{нм}^{-1}$		Компоненты параметра решетки
	(400)	(511)	$a, \text{ \AA} \pm 0.0001 \text{ \AA}$
GaAs substr	$q^\perp = 7.0750$ $q^\parallel = -0.0010$	$q^\perp = 8.8440$ $q^\parallel = 2.5015$	$a^\perp = 5.6535$ $a^\parallel = 5.6534$
PA7 (5 мин, Cr)	$q^\perp = 7.0750$ $q^\parallel = 0.0010$	$q^\perp = 8.8450$ $q^\parallel = 2.5035$	$a^\perp = 5.6529$ $a^\parallel = 5.6489$
PA8 (20 мин, Cr)	$q^\perp = 7.0750$ $q^\parallel = 0.0000$	$q^\perp = 8.8460$ $q^\parallel = 2.5010$	$a^\perp = 5.6522$ $a^\parallel = 5.6545$

Структурное качество образцов и определение параметров решеток проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Seifert 3003 HR с четырехкружным гониометром и монохроматизированным излучением меди с длиной волны  $\text{CuK}\alpha_1 = 1.5405 \text{ \AA}$ .

Изучение морфологии поверхности проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа SEM JSM 6380 LV при ускоряющем напряжении  $\sim 30 \text{ кВ}$ .

Концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки к электронному микроскопу.

Спектры Рамановского рассеяния были получены на микроскопе Renishaw 1000 с  $\times 50$  NPlan объективом и возбуждением от аргонового лазера с длиной волны 514.5 нм. Энергия лазерного пучка не превышала 3 мВт.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования пластин GaAs после стравливания слоев  $\text{SiO}_2$  и Cr методом сканирующей электронной микроскопии (см. рис. 1a) показали, что поверхностный слой структуры PA7 с меньшим временем отжига имеет весьма протяженные поверхностные дефекты, по сравнению со структурой

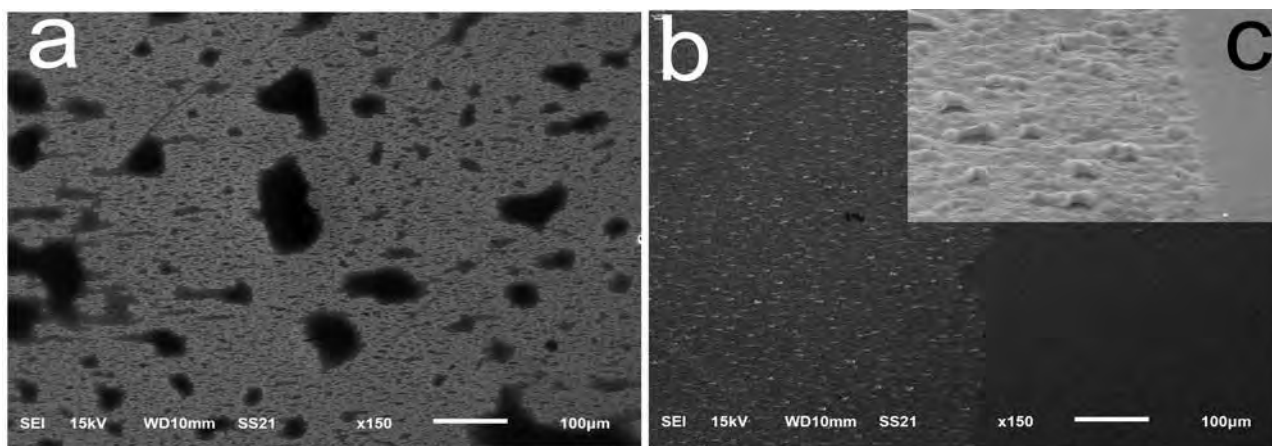
PA8 (см. рис. 1b), для которой время вжигания хрома составило 20 мин. На рис. 1c приведена область границы раздела легированного и нелегированного участка образца PA8 в увеличенном масштабе. На поверхности хорошо видны микродефекты со средним латеральным размером  $1-3 \text{ мкм}$ .

Используя методику рентгеновского микроанализа, мы смогли уточнить концентрации элементов в различных точках поверхности исследуемых образцов. Результаты показали, что основными элементами в обоих образцах являются Ga и As. В тоже время в образце PA7 прослеживается примесь Si на уровне долей атомного процента, вероятно, попавшая в поверхностный слой на этапе технологии. Что касается содержания в пленках хрома, то методом микроанализа установить его точное содержание не удалось. По нашим оценкам, исходя из экспериментальных данных, концентрация хрома в приповерхностном слое не превышает  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Следует также особо отметить, что оба образца после вжигания хрома в подложку показали *n*-тип проводимости, что не характерно для данного типа легирующей примеси.

Изучение тонких структурных свойств образцов арсенида галлия, легированного хромом, мы проводили с использованием картирования обратного пространства. Нами были получены карты распределения интенсивности дифрагированного

излучения в q-пространстве вокруг симметричного узла (400) и асимметричного (511) для монокристаллической подложки GaAs, а также созданных

на ее основе образцов PA7 и PA8, которые приведены на рис. 2 *a—f*.



**Рис. 1.** Результаты сканирующей электронной микроскопии поверхности образцов PA7 (*a*) и PA8 (*b, c*) с различным увеличением

Использование высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии с картированием обратного пространства дает возможность определять параметры эпитаксиальных структур с учетом особенностей их роста [4]. Кроме того, удачным применением этой методики является возможность определения релаксации параметров кристаллической решетки.

В тоже время картирование обратного пространства позволяет видеть наличие дефектов и градиентов напряжений или состава в эпитаксиальном слое за счет изменения распределения интенсивности дифрагированного излучения вокруг узла решетки [5].

Учитывая особенности метода, параметры кристаллической решетки компонент образца в направлении роста  $a^\perp$  и в плоскости роста  $a^\parallel$  можно определить, исходя из данных, полученных при анализе карт обратного q-пространства для симметричного (400) и асимметричного (511) рефлексов. Так,  $a^\perp$  может быть определено на основе информации от симметричного (400) отражения, как:

$$b_{400}^{epilayer} = \left(\frac{h^2}{a^\perp}\right)^{1/2} \quad (1)$$

или асимметричного рефлекса:

$$b_{500}^{epilayer} = \left(\frac{h^2}{a^\perp}\right)^{1/2}, \quad (2)$$

в то время как  $a^\parallel$  задается следующим соотношением, учитывая данные лишь асимметричного (511) отражения:

$$b_{011}^{epilayer} = \left(\frac{(k^2 + l^2)^2}{a^\parallel}\right)^{1/2}. \quad (3)$$

Здесь  $b$  — координаты узлов в обратном q-пространстве.

Проанализировав полученные экспериментальные результаты (см. рис. 2), мы увидели, что на всех картах обратного пространства симметричный и асимметричный сканы анализированных образцов представляют собой один узел в обратном пространстве. Во-первых, принимая во внимание, что толщина половинного ослабления рентгеновского излучения для GaAs составляет примерно 15—17 мкм, этот факт является следствием большей, чем указанная величина, толщины легированного хромом слоя GaAs, а во-вторых, можно утверждать, что в результате легирования GaAs хромом не образовалась дополнительная фаза (твердого раствора), в отличие от того, что нам удавалось наблюдать до этого при легировании атомами Si [6—9], Mg [5], C [10—11]. Это, скорее всего, является следствием как малой концентрации примеси хрома, которую удалось внедрить в GaAs, так и свидетельствует о малой толщине легированного слоя. Следует также отметить, что узел (400) для всех образцов имеет неизменную форму, а также не меняет свое положение. В тоже время структурные изменения в легированных хромом образцах хорошо отслеживаются на картах асимметричного отражения. Изменение технологических условий отражается как на форме узла, так и на его положении.

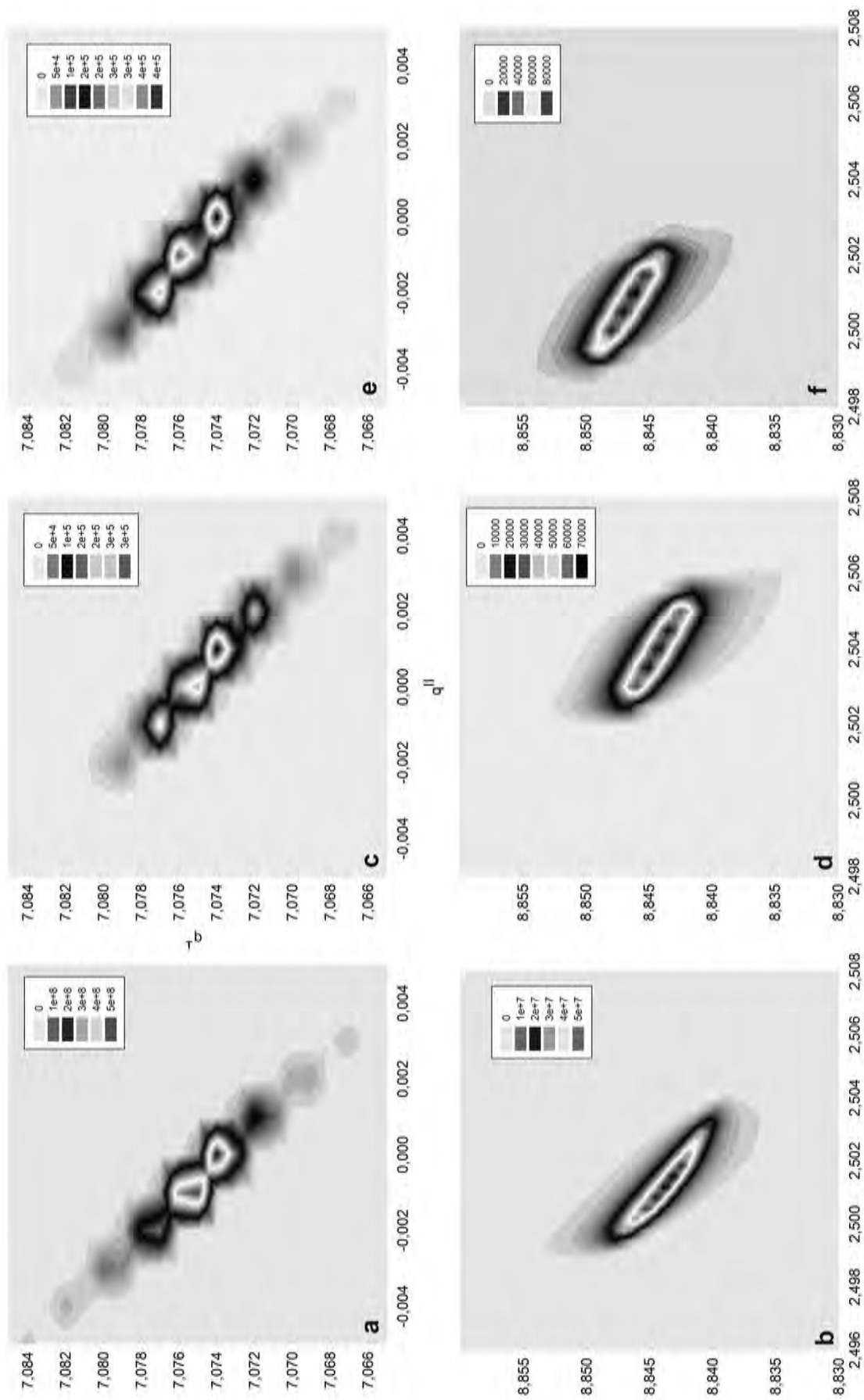


Рис. 2. Результаты высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии. Карты обратного пространства для узлов (400) вверху и (511) внизу от образцов: (a—b) GaAs(100); (c—d) RA7; (e—f) RA8



Анализ формы узлов (511) отражений для исследованных образцов позволяет сделать вывод о присутствии большого количества структурных дефектов, образовавшихся в слое в результате внедрения атомов Cr. При этом, как хорошо видно из результатов, более длительный отжиг уменьшает их количество, что проявляется в более узкой форме ассиметричного скана в направлении  $q^{\parallel}$  у образца PA8.

Рассчитав параметры кристаллических решеток как в направлении, так и в плоскости роста, на основе информации, полученной из отражений (400) и (511), мы можем сделать следующие заключения. Во-первых, внедрение в образцы атомов хрома приводит к незначительному увеличению параметра кристаллической решетки монокристаллического GaAs в плоскости роста и неизменному параметру в направлении роста GaAs. Такой механизм изменения параметров, отличный от привычного и наблюдаемого при эпитаксиальном росте, когда при замещении атомов в кристаллической решетке атомами с большим атомарным радиусом, происходит рост  $a^{\perp}$  и, соответственно, уменьшение  $a^{\parallel}$ , объясним с той точки зрения, что при легировании монокристаллической подложки возникающие напряжения распространяются лишь в плоскости роста подложки, так как поверхность имеет огромное количество оборванных связей, и атому

примеси при внедрении удается раздвинуть решетку именно в этом направлении. В то же время в направлении роста по тем же соображениям изменить параметр решетки весьма сложно.

Стоит также отметить более значительные изменения параметров решетки у образца PA7, причем как у перпендикулярной  $a^{\perp}$ , так и у параллельной  $a^{\parallel}$  его компоненты. Это связано с внедрением в GaAs атомов кремния, что подтверждено результатами микроанализа.

Глубина проникновения лазерного излучения с длиной волны  $\lambda=532$  нм, а, следовательно, и эффективная глубина анализа при Рамановском рассеянии может быть определена из соотношения  $\lambda/2\pi k$ , где  $k$  — коэффициент экстинкции. Соответственно, в случае анализа системы GaAs с приповерхностным слоем, легированным хромом, такая глубина составит приблизительно  $\sim 200$  нм.

Согласно правилам отбора, получаемых из анализа тензоров Рамановского рассеяния [12], для кристаллов с алмазной структурой при обратном рассеянии от (100) поверхности могут наблюдаться только LO фононы, а появления TO фононов запрещено.

На рис. 3 приведены спектры Рамановского рассеяния в геометрии  $x(y, z)\bar{x}$  для анализируемых образцов, а в табл. 2 представлены частоты активных мод в Рамановском спектре.

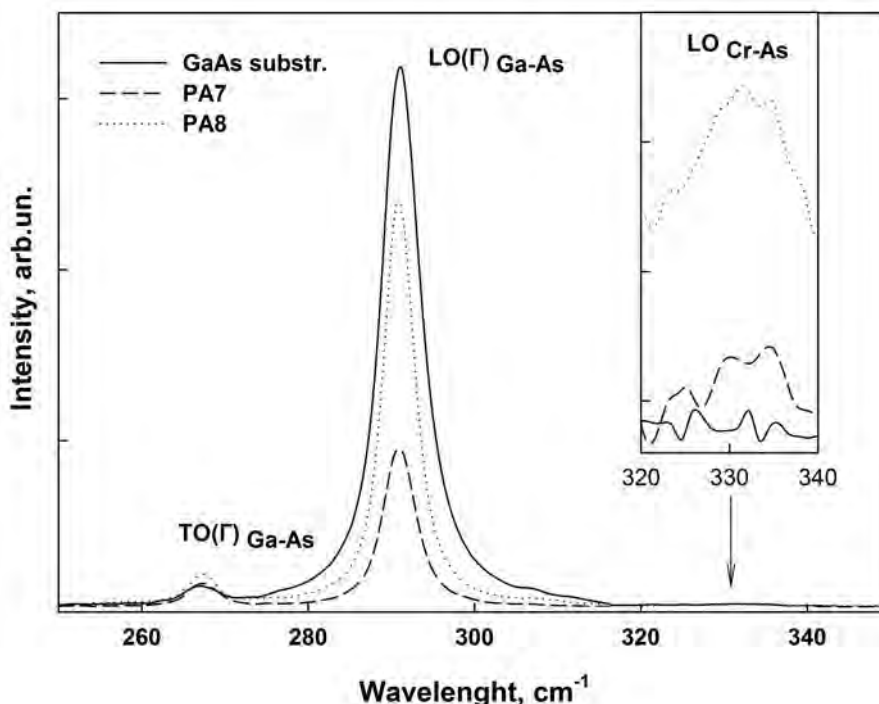


Рис. 3. Спектры Рамановского рассеяния от образцов: GaAs(100), PA7 и PA8. На вкладке представлена область колебания Cr-As

**Таблица 2.** Частоты активных мод в спектрах Рамановского рассеяния

Образец	Ga-As $\omega_{LO}/\omega_{TO}$ , см <sup>-1</sup>	Cr-As $\omega_{LO}$ , см <sup>-1</sup>
GaAs substr	291/267	-
PA7 (5 мин, Cr)	291/267	332
PA8 (20 мин, Cr)	291/267	332

Как видно из рис. 3, Рамановский спектр всех образцов содержит продольную оптическую фононную моду Ga-As в точке (Г), локализованную около  $\sim 291$  см<sup>-1</sup>, и совпадает с литературными экспериментальными и расчетными данными [13]. Кроме того, в спектрах легированных хромом образцов присутствует малоинтенсивная мода, локализованная около  $\sim 266$  см<sup>-1</sup>. Это колебание может быть соотнесено с возникновением запрещенного правила отбора поперечного оптического фонона TO Ga-As, появление которого может быть обусловлено нарушением симметрии у образца, вызванным появлением структурного беспорядка из-за внедрения хрома в приповерхностный слой при легировании.

Более детальный анализ результатов Рамановского рассеяния (см. вкладку к рис. 3, табл. 2) позволил обнаружить возникновение в спектрах легированных образцов дополнительной слабоинтенсивной (на фоне основных колебаний) моды с частотой  $\omega \sim 332$  см<sup>-1</sup>. На вкладке область с дополнительной модой в спектрах Рамановского рассеяния приведена после нормировки спектров. Хорошо видно, что интенсивность дополнительной моды возрастает с увеличением времени вжигания хрома в GaAs. Логично было бы предположить, что появление этого колебания может быть следствием возникновения колебаний атомов хрома с ближайшими соседями типа Cr—As или Cr—Ga.

Подтвердить высказанные предположения мы смогли, основываясь на простейшем расчете частот колебаний ближайших соседей для алмазоподобной решетки на основе модели, предложенной Харрисоном [14] и успешно апробированной в [15].

Определяем силовые константы  $C_0$  и  $C_1$  как:

$$\begin{aligned} C_0 &= (3a^3 / 16)(c_{11} + 2c_{12}) \\ C_1 &= (a^3 / 32)(c_{11} - c_{12}) \end{aligned} \quad (4)$$

где  $a$  — параметр кристаллической решетки,  $c_{11}$  и  $c_{12}$  — коэффициенты тензора напряжений для твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}As$ .

Таким образом, мы можем оценить частоту LO фонона возникающих колебаний как:

$$\omega_{LO}^2 = (8 / 3\mu d^2)(C_0 + 8C_1) \quad (5)$$

где  $\mu$  — приведенная масса колеблющихся атомов,  $d$  — расстояние между ними. В виду малых концентраций легирующей примеси в образцах мы использовали коэффициенты тензора напряжений GaAs [16].

Расчеты в данном приближении показали, что частота дополнительной моды ( $\omega_{LO} = 332$  см<sup>-1</sup>), обнаруженной нами в эксперименте, практически совпадает с рассчитанной частотой для фононов Cr-As ( $\omega_{LO} = 339$  см<sup>-1</sup>). Таким образом, можно с уверенностью говорить о том, что при легировании атомы хрома замещают в тонком приповерхностном слое атомы в металлической подрешетке GaAs.

Таким образом, на основе полученных в нашей работе данных, можно сделать следующие заключения. Вжигание хрома в монокристаллические подложки GaAs(100) приводит к образованию переходного слоя GaAs:Cr. Легированный хромом слой GaAs имеет  $n$ -тип проводимости, но при этом обладает пониженной по сравнению с подложкой концентрацией электронов. При этом атомы хрома встраиваются в кристаллическую решетку арсенида галлия и занимают регулярные позиции атомов металлической подрешетки. Увеличение времени диффузии хрома в GaAs уменьшает количество поверхностных дефектов.

*Работа в части разработки технологии получения слоев GaAs легированных хромом выполнена в соответствии с Государственным заданием ФТИ им. А. Ф. Иоффе.*

*Работа в части диагностики и исследования фундаментальных свойств гетероструктур выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014—2016 годы. (Задание № 3.130.2014/К)*

*We also acknowledge the Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF, [www.kit.edu/knmf](http://www.kit.edu/knmf)) of the Forschungszentrum Karlsruhe for provision of access to instruments at their laboratories.*

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kanai K., Okabayashi J., Toyoda S., Oshima M., Ono K. // *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 88, p. 192506.
2. Mascher P., Kerr D., Dannefaer S. // *J. of Crystal Growth*, 1987, vol. 85, p. 295.
3. Tibermacine T., Merazga A. // *Revue des Energies Renouvelables*, 2009, vol. 12, № 1, p. 125.

4. Bowen D. K., Tanner V. K. // *High resolution X-ray Diffractometry and Topography* PDF. Taylor & Francis e-Library, 2005, 278 p.
5. Середин П. В., Леньшин А. С., Глотов А. В., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Тарасов И. С. // *ФТП*, 2014, т. 48, № 8, с. 1123—1132.
6. Середин П. В., Терновая В. Е., Глотов А. В., Леньшин А. С., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Тарасов И. С. // *ФТП*, 2013, т. 55, № 10, с. 2046—2050.
7. Середин П. В., Глотов А. В., Леньшин А. С., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А. // *ФТП*, 2014, т. 48, № 1, с. 23—32.
8. Середин П. В., Домашевская Э. П., Терновая В. Е., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Тарасов И. С., Prutskij T. // *ФТП*, 2013, т. 55, № 10, с. 2054—2058.
9. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsentyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Physica B: Condensed Matter*, 2010, vol. 405, № 22, p. 4607.
10. Середин П. В., Глотов А. В., Домашевская Э. П., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Тарасов И. С., Журбина И. А. // *ФТП*, 2010, т. 44, № 2, с. 194—200.
11. Середин П. В., Глотов А. В., Домашевская Э. П., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Станкевич А. Л., Тарасов И. С. // *ФТП*, 2009, т. 43, № 12, с. 1654—1662.
12. Hayes W., Loudon R. *Scattering of Light by Crystals*. John Wiley & Sons, New York, 1978.
13. Harrison W. A. *Electronic Structure and the Properties of Solids*. / Ed. W. H. Freeman and Company, San Francisco, 1980.
14. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsentyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Physica B: Condensed Matter*, 2010, vol. 405, № 12, p. 2694.
15. Wolverson D., Bird D. M., Bradford C., Prior K. A. and Cavenett B. C. // *Phys. Rev. B*, 2001, vol. 64, p. 113203.
16. Goldberg Yu. A. *Handbook Series on Semiconductor Parameters*. / Ed. by M. Levinshstein, S. Rumyantsev, and M. Shur. World Sci., London, 1999, vol. 2, p. 253.

## STUDY OF GaAs:Cr STRUCTURES BY HIGH-RESOLUTION X-RAY DIFFRACTION AND RAMAN SPECTROSCOPY

© 2015 P. V. Seredin<sup>1</sup>, A. V. Fedyukin<sup>1</sup>, V. N. Feklin<sup>2</sup>, I. N. Arsentyev<sup>3</sup>, Harald Leiste<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Voronezh State University, Universitetskaya pl., 1, 394006 Voronezh, Russia

e-mail: paul@phys.vsu.ru

<sup>2</sup>Air Force Academy named after Professor N. E. Zhukovsky and Y. A. Gagarin, 394064 Voronezh, Russia

<sup>3</sup>Ioffe Physical and Technical Institute, Polytekhnicheskaya, 26, 194021 St-Petersburg, Russia,

e-mail: arsentyev@mail.ioffe.ru

<sup>4</sup>Karlsruhe Nano Micro Facility, H.-von-Helmholtz-Platz, 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

Received 26.10.2015

**Abstract.** The aim of the study was the structural and optical properties of single crystal GaAs (100), doped by atoms of chromium brazing them to the substrate at a high temperature.

Chromium doped GaAs layer was prepared in the following flowsheet. At the first stage  $\frac{1}{2}$  part of the substrate GaAs, n-type ( $1\text{--}2\cdot 10^{18}\text{ cm}^{-3}$ ) was sputtered chromium layer. Deposition of chromium is performed in a vacuum of  $1\text{--}2\cdot 10^{-6}$  millimeters of mercury and at  $T = 180\text{ }^\circ\text{C}$ . The thickness of the layer was about 0.01 mm. Thereafter, the entire surface by ion-plasma sputtering,  $\text{SiO}_2$  layer thickness of 0.2 mm, which protected the exposed surface of GaAs on its dissociation. This structure was divided into two portions of 2 experiments: annealing at a temperature of  $900\text{--}905\text{ }^\circ\text{C}$  in a hydrogen stream, but at different time intervals:  $t_1 = 5\text{ min}$ ,  $t_2 = 20\text{ min}$ . After the diffusion of chromium,  $\text{SiO}_2$ , and Cr were etched. The thus obtained samples were examined by structural and spectroscopic methods.

Diffusion of chromium monocrystalline substrate GaAs (100) led to the formation of the transition layer GaAs:Cr. It was possible to show that the chromium atoms incorporated in the crystal lattice of gallium arsenide substrate and occupy regular positions of the atoms of the metal sublattice. Thus the chromium-doped GaAs layer has n-type conductivity, but has reduced as compared with the substrate concentration of electrons.

We used a technological approach that chromium plating is done directly on GaAs, and then on the  $\text{SiO}_2$  layer thickness of 0.2 mm, which protected the exposed surface of GaAs on its dissociation, provided a much smoother surface compared to similar works.

**Keywords:** GaAs, chromium, alloying process.

## REFERENCES

1. Kanai K., Okabayashi J., Toyoda S., Oshima M., Ono K. *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 88, p. 192506. DOI: 10.1063/1.2202388
2. Mascher P., Kerr D., Dannefaer S. *J of Crystal Growth*, 1987, vol. 85, p. 295. DOI:10.1016/0022—0248(87)90238—7
3. Tibermacine T., Merazga A. *Revue des Energies Renouvelables*, 2009, vol. 12, no. 1, p. 125.
4. Bowen D. K., Tanner B. K. *High resolution X-ray Diffractometry and Topography* PDF. Taylor & Francis e-Library, 2005, 278 p.
5. Seredin P. V., Len'shin A.S., Glotov A. V., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *FTP [Semiconductors]*, 2014, vol. 48, no. 8, pp. 1123—1132. DOI: 10.1134/S1063782614080211
6. Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A.S., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *FTT [Physis of the Solid State]*, 2013, vol. 55, no. 10, pp. 2046—2050. DOI: 10.1134/S1063783413100296
7. Seredin P. V., Glotov A. V., Len'shin A.S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A. *FTP [Semiconductors]*, 2014, vol. 48, no. 1, pp. 23—32. DOI: 10.1134/S1063782614010217
8. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Ternovaya V. E., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Prutskij T. *FTT [Physis of the Solid State]*, 2013, vol. 55, no. 10, pp. 2054—2058. DOI: 10.1134/S1063783413100302
9. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *Physica B: Condensed Matter*, 2010, vol. 405, no. 22, p. 4607. DOI: 10.1016/j.physb.2010.07.026
10. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Zhurbina I. A. *FTP [Semiconductors]*, 2010, vol. 44, no. 2, pp. 194—200. DOI: 10.1134/S1063782610020089
11. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Tarasov I. S. *FTP [Semiconductors]*, 2009, vol. 43, no. 12, pp. 1654—1662. DOI: 10.1134/S1063782609120070
12. Hayes W., Loudon R. *Scattering of Light by Crystals*. John Wiley & Sons Publ., New York, 1978.
13. Harrison W. A. *Electronic Structure and the Properties of Solids*. / Ed. W. H. Freeman and Company, San Francisco Publ., 1980.
14. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. *Physica B: Condensed Matter*, 2010, vol. 405, no. 12, p. 2694. DOI: 10.1016/j.physb.2010.03.049
15. Wolverson D., Bird D. M., Bradford C., Prior K. A. and Cavenett B. C. *Phys. Rev. B*, 2001, vol. 64, p. 113203. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.64.113203>
16. Goldberg Yu. A. *Handbook Series on Semiconductor Parameters*. / Ed. by M. Levinshstein, S. Rumyantsev, and M. Shur. World Sci., London, 1999, vol. 2, p. 253.

Середин Павел Владимирович — д. ф.-м. н., с. н. с., кафедра физики твердого тела и нано-структур, Воронежский государственный университет; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Федюкин Александр Викторович — аспирант 1 года обучения, кафедра физики твердого тела и нано-структур, Воронежский государственный университет; e-mail: 10inf\_avenger@list.ru

Фёклин Виктор Николаевич — к. ф.-м. н., доцент, кафедра физики и химии, Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил «Военно-воздушная академия имени профессора Н. Е. Жуковского и Ю. А. Гагарина»; e-mail: Vfekl3@mail.ru

Арсентьев Иван Никитич — д. т. н., в. н. с., Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург; e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

Harald Leiste — доктор наук, Центр нано и микро-технологий, Технологический университет, Карлсруэ, Германия

Seredin Pavel V. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Staff Scientist, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Fedyukin Aleksandr V. — postgraduate student, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: 10inf\_avenger@list.ru

Feklin Viktor N. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assistant Professor, Air Force Academy named after Professor N. E. Zhukovsky and Y. A. Gagarin; e-mail: Vfekl3@mail.ru

Arsentyev Ivan N. — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Ioffe Physical and Technical Institute; e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

Harald Leiste — Dr. Sci., Karlsruhe Nano Micro Facility, Germany