

## Гетероструктуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ с аномально высокой подвижностью носителей заряда

© П.В. Середин<sup>†¶</sup>, Д.Л. Голощапов<sup>+</sup>, А.С. Леншин<sup>+</sup>, В.Е. Терновая<sup>+</sup>, И.Н. Арсентьев<sup>\*¶</sup>,  
Д.Н. Николаев<sup>\*</sup>, И.С. Тарасов<sup>\*</sup>, В.В. Шамахов<sup>\*</sup>, А.В. Попов<sup>†</sup>

<sup>+</sup> Воронежский государственный университет,  
394006 Воронеж, Россия

<sup>\*</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>†</sup> Научно-исследовательский институт электронной техники,  
394033 Воронеж, Россия

(Получена 10 декабря 2014 г. Принята к печати 25 декабря 2014 г.)

Структурными и спектроскопическими методами были изучены эпитаксиальные слои твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с  $n$ -типом проводимости, полученные методом МОС-гидридной эпитаксии. Показано, что при легировании твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  углеродом на уровне  $(1.2-6.7) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  подвижность электронов оказалась аномально высокой для данной концентрации примеси и превосходила расчетную величину в 2 раза. Высказано предположение, что упорядоченное расположение углерода в металлической подрешетке твердого раствора приводит к изменению среднего расстояния между ионами примеси, т.е. к увеличению длины свободного пробега носителей заряда и, следовательно, величины подвижности носителей. Обнаруженный эффект имеет непосредственное практическое значение при поиске различных технологических методов повышения быстродействия функциональных элементов современной оптоэлектронной базы. Эффект аномально высокой подвижности носителей заряда в эпитаксиальном слое гетеропары предоставляет новые возможности по созданию новых структур на основе соединений  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

### 1. Введение

Гетероструктуры  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  являются фундаментальными элементами большинства современных оптоэлектронных устройств, таких как твердотельные полупроводниковые лазеры, фотоприемники, солнечные элементы и т.д. Решающим фактором использования этих гетероструктур является высокое качество их кристаллических решеток, образующих гетеропару.

Вещества  $\text{GaAs}$  и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  были широко изучены в прошлом, однако и в настоящее время есть немало новых исследовательских задач применительно к этим полупроводникам [1–5]. В первую очередь исследовательский интерес обусловлен модернизацией методик выращивания подобных структур, где одной из основных является МOCVD (газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений). На технологическом и структурном уровне современная оптоэлектронная промышленность требует глубокого понимания возможностей оптимизации характеристик конечного устройства с точки зрения используемых параметров роста и основных свойств полупроводниковых материалов. Техника МOCVD обеспечивает очень точный контроль толщины слоя и позволяет легировать эпитаксиальные слои различного рода примесями в больших концентрациях [6–8].

Электрофизические свойства соединений типа  $\text{GaAs}$  позволяют изготавливать из них высокочастотные устройства с более оптимальными характеристиками,

чем на основе кремния. Высоколегированные слои полупроводников на основе  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  часто используются как базовые или контактные слои биполярных гетеротранзисторов с баллистическим переносом заряда. Высокая проводимость контактов и низкое сопротивление этих слоев позволяют повысить рабочую частоту оптоэлектронных устройств на их основе. Одновременно с этим легирование различными примесями привносит значительные изменения в энергетическое строение полупроводниковых эпитаксиальных твердых растворов на основе  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  и, следовательно, влияет на электрические свойства создаваемых приборов [9–14].

Необходимо отметить, что одним из наиболее важных параметров при разработке полупроводниковых приборов на основе эпитаксиальных твердых растворов является подвижность носителей заряда [15,16]. Известно, что подвижность носителей заряда в полупроводниках напрямую связана с рассеянием, зависящим от уровня внедренной примеси при комнатной температуре, и определяется в основном рассеянием носителей заряда на решетке и ионизированной примеси (кулоновское рассеяние).

Холловская подвижность электронов для арсенида галлия определяется следующим соотношением [17]:

$$\mu = \frac{\mu_0}{(1 + 10^{-17}n)^{1/2}}, \quad (1)$$

где  $\mu_0 \approx 9400 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $n$  — холловская концентрация носителей (в  $\text{см}^{-3}$ ). В свою очередь зависимость подвижности носителей заряда (электронов) от концентрации в эпитаксиальном твердом растворе  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$

<sup>¶</sup> E-mail: paul@phys.vsu.ru

<sup>¶¶</sup> E-mail: arsentjev@mail.ioffe.ru

может быть задана следующим соотношением для комнатной температуры (300 К) [18]:

$$\mu = \frac{\mu_0}{1 + (n/n_0)^m}, \quad (2)$$

где  $n$  — холловская концентрация носителей,  $n_0 = 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ,  $m = 0.4$ ,  $\mu_0 = 5800$  ( $x \approx 0.20$ ),  $4600$  ( $x \approx 0.25$ ),  $3700$  ( $x \approx 0.30$ ),  $3000 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$  ( $x \approx 0.40$ ).

Простейший анализ соотношений (1) и (2) показывает, что подвижность носителей заряда есть величина, зависящая обратным образом от их концентрации, т.е. убывающая с увеличением последней.

С учетом современных тенденций развития технологий получения материалов для опто- и нанoeлектроники большой интерес представляют исследования возможностей изменения в большую сторону подвижности носителей заряда. На сегодняшний день разработка методов и технологий повышения производительности в электронной технике является высоко востребованной. Как известно, решение этой задачи выполняется по нескольким направлениям, среди которых уменьшение размеров базовых элементов микросхем, разработка многопроцессорной и мультядерной техники, разработка электронных компонент на основе новых материалов, обладающих лучшими по сравнению с имеющимися материалами характеристиками, и создание технологий повышения подвижности носителей заряда [19,20]. Следует полагать, что основные успехи в решении вышеописанной задачи связаны именно с развитием четвертого направления.

Поэтому целью нашей работы стало проведение поисковых исследований в области повышения подвижности носителей заряда в гетероструктурах на основе твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , а также изучение структурных, оптических и энергетических свойств этих материалов.

## 2. Объекты и методы исследования

Тестируемые образцы представляли собой гетероструктуры  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ , которые выращивались с целью контроля качества эпитаксиальных слоев  $\text{AlGaAs}$ . Эпитаксиальные слои были выращены на установке МОС-гидридной эпитаксии EMCORE GS3/100 в вертикальном реакторе с высокой скоростью вращения подложкодержателя. Температура подложки поддерживалась  $700^\circ\text{C}$ , давление в реакторе 77 Торр, скорость вращения подложкодержателя составляла 1000 об/мин. В качестве исходных реагентов использовались триметилгаллий  $\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$ , триметилалюминий  $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$  и арсин  $\text{AsH}_3$ . Толщина всех образцов составила  $\sim 2 \text{ мкм}$ .

Концентрация носителей определялась шестизондовым холловским методом при комнатной температуре (см. табл. 1).

Структурное качество слоев и параметры решеток твердых растворов определяли с использованием рентгеновской дифракции на дифрактометрах ДРОН 4-07.

**Таблица 1.** Параметры гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$

Образец	Состав твердого раствора	Концентрация носителей, $\text{см}^{-3}$	Подвижность, $\text{см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$	
			эксперимент	расчет
EM2889	$\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{As}$	$1.2 \cdot 10^{17}$	7000	3660
EM2887	$\text{Al}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As}$	$6.1 \cdot 10^{17}$	3000	1500

*Примечание.* Температура роста  $700^\circ\text{C}$ .

Инфракрасные (ИК) спектры отражения гетероструктур были получены с использованием ИК фурье-спектрометра Vertex-70 Bruker. Концентрации элементов в твердом растворе были уточнены методом рентгено-спектрального микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments к электронному микроскопу JEOL.

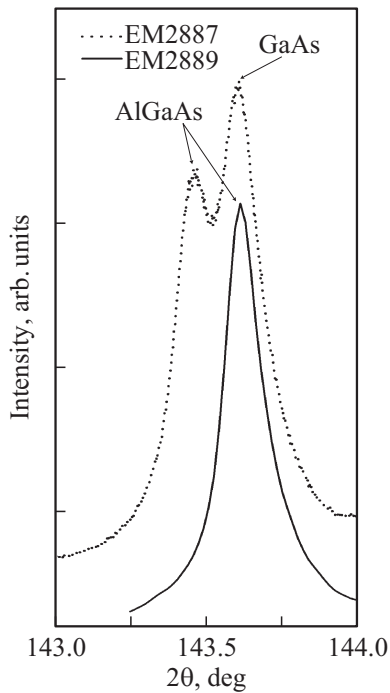
Спектры фотолюминесценции эпитаксиальных слоев в области 750–1000 нм возбуждались излучением полупроводникового лазерного модуля KLM-660/80 с длиной волны 660 нм и мощностью 80 мВт, а в области 600–800 нм — излучением полупроводникового лазера с длиной волны 532 нм и мощностью 100 мВт, регистрировались с использованием дифракционного монохроматора МДР-4 и фотоприемника на основе ПЗС-камеры с линейкой Toshiba TCD1304DG. Измерения проводились при температуре жидкого азота.

## 3. Результаты исследований и их обсуждение

### 3.1. Структурные и микроструктурные исследования

Используя метод рентгеноспектрального микроанализа, мы уточнили концентрации элементов, входящих в состав исследуемых эпитаксиальных пленок. Для анализа использовалось ускоряющее напряжение электронов 20 кВ, и исследовались участки образца  $\sim 750 \times 750 \text{ мкм}$ . Эффективная глубина микроанализа составила  $\sim 0.5 \text{ мкм}$ . Данные рентгеноспектрального микроанализа приведены в табл. 1. Следует отметить, что ввиду особенностей метода рентгеноспектрального микроанализа мы не имеем возможности говорить точно о концентрации углерода, однако результаты показали его повышенное содержание в эпитаксиальных пленках.

Проводя измерения концентраций, а также подвижности свободных носителей заряда в полученных эпитаксиальных пленках при комнатной температуре, мы обнаружили, что при выбранных условиях роста величина холловской концентрации была на уровне  $(1.2\text{--}6.7) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , что характерно для обычного легирования. Однако при этом величина подвижности носителей оказалась аномально высокой для данной



**Рис. 1.** Спектры высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии гетероструктур  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs(100)$  с аномально высокой подвижностью носителей заряда.

концентрации, что подтверждается расчетом на основании соотношений (1) и (2). Как видно из табл. 1, полученный высокий уровень подвижности заряда практически в 2 раза превосходит расчетный для заданной концентрации.

Для определения изменений, происходящих в кристаллической решетке эпитаксиальных твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}As$  с аномально высокой подвижностью и при различных концентрациях алюминия в металлической подрешетке, необходимо наиболее точно определить параметры кристаллических решеток твердых растворов.

Для наших исследований была выбрана линия (600), находящаяся в интервале углов рентгеновской дифракции ( $2\theta$ ) от 140 до 144°. Несмотря на ее низкую интенсивность, за счет большей дисперсии на больших брэгговских углах отражения происходит значительное разделение дифрагированного излучения  $CoK_{\alpha 1}$  от пленки и подложки, а вклад от подложки в распределение интенсивности линии (600) значительно уменьшается. Профили рентгеновской (600) дифракции от образцов гетероструктур EM2889 и EM2887 приведены на рис. 1.

Полученные экспериментальные данные показывают, что дифракция от образцов ввиду близких параметров решетки пленки и подложки гетеропары представляет собой наложение линий  $K_{\alpha 1}$  от подложки и твердого раствора. В частности, параметр кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора образца EM2889 полностью согласован с параметром решетки подлож-

ки  $GaAs(100)$   $a_{GaAs} = 5.6532 \text{ \AA}$ , и дифракция от этой гетероструктуры представляет собой один рефлекс, совпадающий по угловому положению с дифракцией от  $GaAs(100)$ .

На основании данных рентгеноструктурного анализа были определены полуширины дифракционных линий, рассчитаны межплоскостные расстояния и параметры решеток в направлении роста. Результаты исследования методом рентгеновской дифракции приведены в табл. 2.

Постоянная решетки твердого раствора ( $a^v$ ) с кубической симметрией с учетом упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое в соответствии с линейной теорией упругости может быть рассчитана как [21,22]

$$a^v = a^\perp \frac{1-\nu}{1+\nu} + a^\parallel \frac{2\nu}{1+\nu}, \quad (3)$$

где  $\nu$  — коэффициенты Пуассона для эпитаксиального слоя,  $a^\parallel$  и  $a^\perp$  — параметры решетки в слое параллельно и перпендикулярно плоскости слоя.

Ввиду когерентного роста  $Al_xGa_{1-x}As$  на подложке  $GaAs(100)$  параллельная составляющая параметра решетки эпитаксиального слоя  $a^\parallel$  может быть заменена параметром кристаллической решетки  $GaAs$ :  $a^\parallel = a_{GaAs} = 5.6532 \text{ \AA}$ .

Таким образом, соотношение (3) для параметра решетки эпитаксиального слоя  $Al_xGa_{1-x}As$  с учетом линейной зависимости для коэффициента Пуассона от содержания Al

$$\nu_{Al_xGa_{1-x}As} = x\nu_{AlAs} + (1-x)\nu_{GaAs},$$

где  $\nu_{AlAs}$ ,  $\nu_{GaAs}$  — коэффициенты Пуассона бинарных соединений, может быть записано как

$$a_{Al_xGa_{1-x}As}^v = a_{Al_xGa_{1-x}As}^\perp \frac{1 - [x\nu_{AlAs} + (1-x)\nu_{GaAs}]}{1 + [x\nu_{AlAs} + (1-x)\nu_{GaAs}]} + a_{GaAs}^v \frac{2[x\nu_{AlAs} + (1-x)\nu_{GaAs}]}{1 + [x\nu_{AlAs} + (1-x)\nu_{GaAs}]} \quad (4)$$

Исходя из данных рентгеновской дифракции и микроанализа, а также закона Вегарда для системы  $Al_xGa_{1-x}As$  [23–25], мы рассчитали параметры кристаллической решетки ненапряженных твердых растворов, полученных нами методом МОС-гидридной эпитаксии. Как видно из табл. 2, эти параметры не совпадают с экспериментальными, что скорее всего является следствием высокой концентрации примеси углерода в твердом растворе.

В наших предыдущих работах [5,12] уже отмечалось, что углерод может занимать в кристаллической решетке полупроводников типа  $GaAs$  регулярные узлы в подрешетке мышьяка, а при высоких концентрациях углеродных акцепторов, введенных в твердый раствор методом МОС-гидридной автоэпитаксии при пониженных температурах, образуются четверные твердые растворы  $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$ .

**Таблица 2.** Результаты рентгеноструктурного анализа гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ 

Образец	Состав	Параметр решетки пленки $a^v$ , Å		Состав пленки ( $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ) $_{1-y}\text{C}_y$ на основании (5)
		эксперимент	расчет из [17]	
EM2889	$\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{As}$	5.6531	5.6540	$(\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{As})_{0.9996}\text{C}_{0.0004}$
EM2887	$\text{Al}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As}$	5.6544	5.6554	$(\text{Al}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As})_{0.9997}\text{C}_{0.0003}$

Поэтому расчет параметров решетки с учетом внутренних напряжений для низкотемпературных эпитаксиальных гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As} : \text{C}/\text{GaAs}(100)$  может быть выполнен по методике, описанной в [12], и обобщенного закона Вегарда для четверной системы твердых растворов  $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$ , который с учетом линейного приближения будет иметь вид

$$a(x, y) = a_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}}(1 - y) + a_{\text{diamond}}y \\ = (5.65325 + 0.0078x)(1 - y) + 3.5670y, \quad (5)$$

где  $x$  — концентрация атомов алюминия,  $y$  — концентрация атомов углерода в четверном твердом растворе,  $a_{\text{diamond}}$  — параметр решетки алмаза.

При проведении расчетов предполагалось, что коэффициенты Пуассона для четверных твердых растворов могут быть найдены аналогично тому, как задан закон Вегарда:

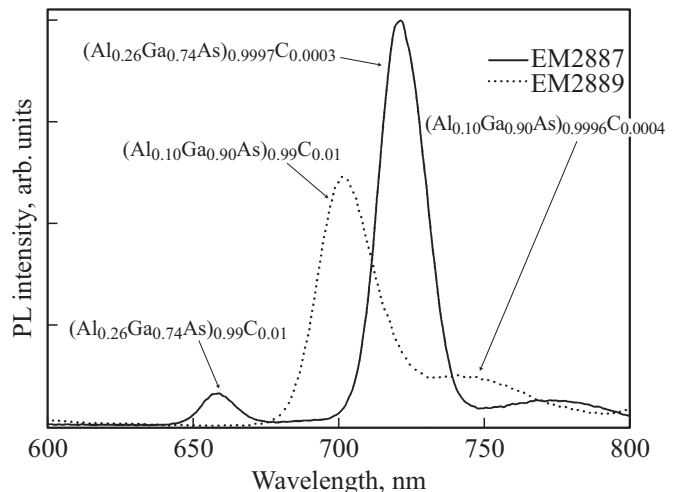
$$v(x, y) = v_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}}(1 - y) + v_{\text{diamond}}y \\ = [0.255x + 0.312(1 - x)](1 - y) + 0.103y. \quad (6)$$

Коэффициент Пуассона для алмаза  $v_{\text{diamond}}$  был взят из [26].

Такой подход позволяет не только рассчитать параметры решетки для образцов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As} : \text{C}$ , но и определить концентрации легирующей акцепторной примеси — углерода (табл. 2). Расчет показал, что содержание углерода в эпитаксиальной пленке должно находиться на уровне 0.05 ат%, что вполне достаточно для образования твердого раствора  $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$  по сложному механизму. Достигнутый уровень концентрации примеси оказался на порядок ниже (см. табл. 2), чем мы наблюдали в нашей предыдущей работе [12], в которой образцы были получены МОС-гидридной автоэпитаксией при пониженной температуре и величина концентрации лежала в пределе  $\sim 0.5$  ат%, при этом атомы акцепторной примеси концентрировались на дефектах кристаллической решетки эпитаксиального твердого раствора с образованием нанокластеров.

### 3.2. Фотолюминесцентная спектроскопия

Образование твердых растворов с углеродом неизбежно должно отразиться и на энергетической харак-



**Рис. 2.** Спектры фотолюминесценции (PL) гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$  с аномально высокой подвижностью носителей заряда.

теристике материала, поэтому привлечение фотолюминесцентной спектроскопии как инструмента для анализа энергетического строения образцов весьма обоснованно.

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) от исследуемых в работе образцов, приведенные на рис. 2, были получены при температуре жидкого азота в области энергий, соответствующей переходам зона-зона для тройных твердых растворов  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

Как видно из полученных результатов, в спектре ФЛ от твердого раствора  $(\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{As})_{0.9996}\text{C}_{0.0004}$  гетероструктуры EM2889 наблюдается интенсивная эмиссионная линия, локализованная в области энергий 1.77 эВ, и сдвинутая относительно нее в низкоэнергетическую область низкоинтенсивная широкая полоса с центром около 1.65 эВ. Что касается спектра ФЛ от эпитаксиальной пленки  $(\text{Al}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As})_{0.9997}\text{C}_{0.0003}$  (гетероструктура EM2887), то в нем присутствует высокоинтенсивная эмиссия в области 1.73 эВ и низкоинтенсивный максимум, локализованный около 1.89 эВ.

На основе интерполяционной схемы [13,27], предложенной для закона Вегарда четверного твердого раствора  $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As})_{1-y}\text{C}_y$ , по аналогии можем записать за-

**Таблица 3.** Результаты фотолуминесцентной спектроскопии: энергия пиков (в эВ) в спектрах фотолуминесценции гетероструктур

Гетероструктура, состав	Дополнительная полоса	Полоса $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$
EM2889 $(Al_{0.10}Ga_{0.90}As)_{0.9996}C_{0.0004}$	1.77	1.65
EM2887 $(Al_{0.26}Ga_{0.74}As)_{0.9997}C_{0.0003}$	1.89	1.73

висимость ширины запрещенной зоны от концентрации атомов в твердом растворе:

$$E_{g(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y} = E_{gAl_xGa_{1-x}As}(1-y) + E_{gdiamond}y \\ = (1.437 + 1.247x)(1-y) + 15.3y, \quad (7)$$

где  $E_{gAl_xGa_{1-x}As}$  — ширина запрещенной зоны тройного твердого раствора, а ширина запрещенной зоны алмаза  $E_{gdiamond} = 15.3$  эВ была взята из [17].

Используя уравнение (7), для  $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$  можем определить энергии эмиссии в спектрах ФЛ, соответствующие ширинам запрещенных зон твердых растворов с заданными концентрациями  $(x, y)$ . Расчет показывает, что значения энергии перехода для твердых растворов  $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$  образцов EM2889 и EM2887 совпадают со значениями, определенными нами экспериментально (см. табл. 3).

Основываясь на предложенной зависимости ширины запрещенной зоны от концентрации атомов (7), а также учитывая, что в соответствии с результатами рентгеновской дифракции мы не наблюдаем появления дополнительных рефлексов от твердого раствора, можно предположить, что появление высокоэнергетических пиков в спектрах ФЛ обоих образцов связано с возникновением локальной кластеризации углерода в матрице твердого раствора. Теперь в соответствии с предложенной зависимостью энергии от состава мы можем определить концентрацию атомов углерода в кластере. Расчет показывает (см. составы, приведенные на рис. 2), что концентрация примеси находится в пределах до  $y \sim 0.01$ , что в несколько раз превышает величину, определенную нами по данным рентгеноструктурного анализа. Таким образом, можно говорить о том, что локальная концентрация углерода может быть выше средней величины, рассчитанной для твердого раствора  $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$  по данным рентгеноструктурного анализа и фотолуминесценции.

#### 4. Обсуждение полученных результатов

Хорошо известно, что подвижность носителей заряда напрямую связана со средним временем релаксации

при рассеянии носителей в полупроводнике. Однако на время релаксации существенным образом влияет механизм рассеяния, основной вклад в который в случае примесного полупроводника дает рассеяние ионизованными примесями. В этом случае зависимость времени релаксации от концентрации примесей имеет следующий вид [28]:

$$\tau \propto \frac{m^*}{N_i \ln \left[ 1 + (A/N_i^{1/3})^2 \right]}, \quad (8)$$

где  $m^*$  — эффективная масса,  $A$  — коэффициент,  $N_i$  — концентрация примесных атомов.

Таким образом, время релаксации, а значит, и подвижность обратно пропорциональны концентрации примеси. Стоит отметить, что это соотношение справедливо тогда, когда ионы примесей с концентрацией  $N_i$  распределены в объеме кристалла статистически равномерно и среднее расстояние между ними может быть принято  $N_i^{-1/3}$ .

При проведении исследований сильно легированного углеродом GaAs, выращенного методом МОС-гидридного осаждения при пониженном давлении в реакторе при температурах  $\sim 550^\circ\text{C}$ , авторам работы [29] удалось показать, что в таких образцах могут наблюдаться эффект аномального повышения подвижности носителей заряда и металлический тип проводимости. Повышение подвижности, по их мнению, было вызвано слиянием примесной зоны арсенида галлия с его валентной зоной и зависело от примесного рассеяния, которое уменьшалось при созданном уровне легирования.

В наших предыдущих работах при изучении свойств низкотемпературных твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}As : C$  мы также наблюдали аналогичный эффект возникновения примесной подзоны [5,12], при этом углерод занимал позиции в неметаллической подрешетке твердого раствора.

Однако, если предположить, что легирующая примесь (углерод) при выбранных технологических условиях эпитаксии замещает не мышьяк в твердых растворах  $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}C_y$ , а занимает регулярные положения атомов металлической подрешетки, то вполне объясним наблюдаемый нами электронный тип проводимости эпитаксиального слоя. Такое поведение углерода вызвано низким парциальным давлением паров арсина при эпитаксии, что согласуется с литературными данными [30].

Кроме того, если предположить, что атомы углерода в металлической подрешетке твердого раствора имеют упорядоченное расположение, то это, во-первых, приведет к появлению эффектов, связанных с согласованным полем ионов примеси, а значит, к возникновению дополнительных эмиссионных переходов и, как следствие, к усложнению спектров ФЛ. Во-вторых, упорядочение скажется на среднем расстоянии между ионами примеси, т.е. приведет к увеличению длины свободного пробега носителя заряда, а значит, и подвижности.

## 5. Заключение

Резюмируя сказанное, нужно подчеркнуть, что повышение быстродействия функциональных элементов современной оптоэлектронной базы может быть достигнуто путем применения различных технологических приемов с учетом особенностей физических свойств материалов за счет использования эффектов аномально высокой подвижности носителей заряда в эпитаксиальном слое гетеропары.

Исследования в части технологии получения легированных слоев методом МОС-гидридной эпитаксии выполнены в соответствии с государственным заданием ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Работа также выполнена при поддержке Министерства образования и науки России в рамках государственного задания вузам в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (проект № 740, задание № 3.130.2014/К). Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-32-50159 мол\_нр и гранта Президента РФ МК-4535.2014.

## Список литературы

- [1] Jesús A. del Alamo. *Nature*, **479**, 317 (2011).
- [2] N. Sahoo, T. Sahu. *J. Appl. Phys.*, **116**, 043 703 (2014).
- [3] B. Ketterer, E. Uccelli, A. Fontcuberta i Morral. *Nanoscale*, **4**, 1789 (2012).
- [4] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Appl. Surf. Sci.*, **267**, 181 (2013).
- [5] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Physica B: Condens. Matter*, **405** (12), 2694 (2010).
- [6] G. Timo, C. Flores, R. Campesato. *Cryst. Res. Technol.*, **40**, 10 (2005).
- [7] П.В. Середин, Э.П. Домашевская, В.Е. Терновая, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, И.С. Тарасов, Т. Prutskij. *ФТТ*, **55** (10), 2054 (2013).
- [8] П.В. Середин, В.Е. Терновая, А.В. Глотов, А.С. Леньшин, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, И.С. Тарасов, Н. Leiste, Т. Prutskij. *ФТТ*, **55** (10), 2047 (2013) [*Phys. Solid State*, **55** (10), 2161 (2013)].
- [9] J. Mimila-Arroyo, S.W. Brand. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 1164 (2000).
- [10] C. Monier, A.G. Vaca, S.Z. Sun, E. Armour, F. Newman, H.Q. Hou. *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 2103 (2002).
- [11] T. Takamoto, T. Agui, E. Ikeda. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **66**, 511 (2001).
- [12] П.В. Середин, Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич. *ФТП*, **47** (1), 9 (2013) [*Semiconductors*, **47** (1), 7 (2013)].
- [13] П.В. Середин, А.В. Глотов, А.С. Леньшин, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров. *ФТП*, **48** (1), 23 (2014) [*Semiconductors*, **48** (1), 21 (2014)].
- [14] P.V. Seredin. *Phys. Research Intern.*, **2014**, 782 357 (2014).
- [15] M. Razeghi. *The MOCVD Challenge: A survey of GaInAsP–InP and GaInAsP–GaAs for photonic and electronic device applications*, edn. 2 (CRC Press, 2010).
- [16] D. Jena, A. Konar. *Phys. Rev. Lett.*, **98**, 136 805 (2007).
- [17] S. Adachi, P. Capper, S. Kasap, A. Willoughby. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III–V and II–VI Semiconductors* (Wiley, 2009).
- [18] J. Díaz-Reyes, R. Castillo-Ojeda, M. Galván-Arellano, R. Peña-Sierra. *Superficies y Vacío*, **15**, 22 (2002).
- [19] V. Umansky, R. de-Picciotto, M. Heiblum. *Appl. Phys. Lett.*, **71** (5), 683 (1997).
- [20] F. Bosc, J. Sicart, J.L. Robert. *Semicond. Sci. Technol.*, **14**, 64 (1999).
- [21] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surf. Interface Analysis*, **38** (4), 828 (2006).
- [22] П.В. Середин, А.В. Глотов, В.Е. Терновая, Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов. *ФТП*, **45** (4), 488 (2011) [*Semiconductors*, **45** (4), 481 (2011)].
- [23] П.В. Середин, А.В. Глотов, Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов. *ФТП*, **44** (8), 1140 (2010) [*Semiconductors*, **44** (8), 1106 (2010)].
- [24] П.В. Середин, А.В. Глотов, В.Е. Терновая, Э.П. Домашевская, И.Н. Арсентьев, Л.С. Вавилова, И.С. Тарасов. *ФТП*, **45** (11), 1489 (2011) [*Semiconductors*, **45** (11), 1433 (2011)].
- [25] П.В. Середин, А.В. Глотов, Э.П. Домашевская, А.С. Леньшин, М.С. Смирнов, И.Н. Арсентьев, Д.А. Винокуров, А.Л. Станкевич, И.С. Тарасов. *ФТП*, **46** (6), 739 (2012) [*Semiconductors*, **46** (6), 719 (2012)].
- [26] Yu.A. Goldberg. In: *Handbook Series on Semiconductor Parameters*, ed. by M. Levinshstein, S. Rumyantsev, M. Shur (World Scientific, London, 1999) v. 2, p. 1.
- [27] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Physica B: Condens. Matter*, **405** (22), 4607 (2010).
- [28] К.В. Шалимова. *Физика полупроводников*, 4-е изд. (СПб., Лань, 2010).
- [29] H.D. Chen, M.S. Feng, K.C. Lin, P.A. Chen, C.C. Wu, J.W. Wu. *J. Appl. Phys.*, **75**, 5453 (1994).
- [30] M. Grundmann. *The Physics of Semiconductors: An Introduction Including Nanophysics and Applications*, 2nd edn. (Springer, 2010).

Редактор Л.В. Шаронова

## Heterostructures $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ with abnormally high charge carrier mobility

*P.V. Seredin<sup>+</sup>, D.L. Goloshchapov<sup>+</sup>, A.S. Lenshin<sup>+</sup>,  
V.E. Ternovaya<sup>+</sup>, I.N. Arsenyev\*, D.N. Nikolaev\*,  
I.S. Tarasov\*, V.V. Shamakhov\*, A.V. Popov<sup>†</sup>*

<sup>+</sup> Voronezh State University,  
394006 Voronezh, Russia

\* Ioffe Institute,  
194021 St. Petersburg, Russia

<sup>†</sup> Scientific and Research Institute of Electronics,  
394033 Voronezh, Russia

**Abstract** By means of structural and spectroscopic methods MOCVD epitaxial layers of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  solid solution with  $n$ -type conductivity were investigated. It was shown that for the obtained heterostructures doped with carbon at the level  $(1.2-6.7) \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  the mobility value for above impurity concentration, was abnormally high and twice as large as the calculated value. It was suggested that carbon ordering in the solid solution metal sublattice leads to changing of the average distance between ions, i.e. to increasing of charge carrier free lengths and, therefore, the higher value of charge carrier mobility. The effect that was detected in this work has a direct application in searching of different technological methods that can increase operating speeds of the functional elements of modern optoelectronic base. The consideration of the physical properties of the material with the use of charge carrier abnormally high mobility effects in the epitaxial layers of a heteropair gives perspective opportunities for creating new structures on the  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  basis.