

# Вольт-амперные характеристики легированных кремнием нитевидных нанокристаллов GaAs с защитным покрытием AlGaAs, выращенных нелегированным слоем GaAs

© П.А. Дементьев<sup>†</sup>, М.С. Дунаевский<sup>†¶</sup>, Ю.Б. Самсоненко<sup>†\*•</sup>, Г.Э. Цырлин<sup>†\*•</sup>, А.Н. Титков<sup>†</sup>

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

\* Научно-образовательный комплекс „Санкт-Петербургский физико-технологический научно-образовательный центр Российской академии наук“,  
195220 Санкт-Петербург, Россия

• Институт аналитического приборостроения Российской академии наук,  
190103 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 21 сентября 2009 г. Принята к печати 29 сентября 2009 г.)

Предлагается метод измерения продольных вольт-амперных характеристик полупроводниковых нитевидных нанокристаллов, сохраняющих контакт с поверхностью роста. Метод основан на создании устойчивого проводящего контакта вершины индивидуального нитевидного нанокристалла с зондом атомно-силового микроскопа. Показано, что по мере увеличения силы прижима зонда к вершине нитевидного нанокристалла происходит прокалывание покрывающего ее естественного окисла и достигается прямой контакт зонда с материалом нанокристалла. Для избежания изгиба с последующим обламыванием нитевидных нанокристаллов необходимо их фиксировать в пространстве. В настоящей работе фиксация нитевидных нанокристаллов GaAs осуществлялась за счет их частичного заравнивания слоем GaAs. Для обособления нанокристаллов в заравнивающей матрице они покрывались нанометровым слоем AlGaAs. В работе изучалось легирование кремнием нитевидных нанокристаллов GaAs. Вид полученных вольт-амперных характеристик показывает, что введение кремния приводит к *p*-типу проводимости нанокристаллов, в отличие от *n*-типа объемных кристаллов GaAs, получаемых методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Наблюдаемое отличие объясняется присутствием в процессе пар-жидкость-кристалл при получении нитевидных нанокристаллов конечной фазы жидкофазной эпитаксии, для которой характерно формирование *p*-типа проводимости при выращивании объемных кристаллов GaAs(Si).

## 1. Введение

В настоящее время существует значительный интерес к получению и применению полупроводниковых нитевидных нанокристаллов (ННК). Данные нанобъекты имеют хорошие перспективы использования в целом ряде новых приложений, таких как создание оптоэлектронных излучающих приборов на кремниевых подложках [1,2], одноэлектронных диодов и транзисторов [3,4], электронных эмиттеров [5,6], химико-биологических детекторов [7,8] и др.

Впервые ННК были получены, а их рост получил теоретическое объяснение около полувека назад [9], но многие годы они не привлекали к себе широкого внимания в силу несовершенства используемых технологий роста, которые не позволяли уверенно получать массивы ННК с заданными параметрами. Новым импульсом к развитию работ по ННК стало применение для их получения метода молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) [10–15], позволившего получать массивы ННК высокого кристаллического совершенства с однородными свойствами. Этому способствовала и существующая в методе МПЭ возможность контроля кристаллической структуры ННК еще в процессе роста с помощью метода дифракции быстрых электронов на отражение

(ДБЭО) [16]. К настоящему времени структурные свойства ННК исследованы достаточно подробно, особенно с привлечением методов просвечивающей электронной микроскопии. Менее исследованными остаются их электрические свойства, в частности механизмы и закономерности легирования ННК.

В этой связи настоящая работа посвящена изучению особенностей легирования ННК GaAs традиционной для данного соединения примесью Si. Легирование ННК, сохраняющих ростовой контакт с подложкой, контролировалось по продольным вольт-амперным характеристикам (ВАХ), получаемым при приведении зонда атомно-силового микроскопа (АСМ) в электрический контакт с верхним свободным концом ННК. В работе был получен важный результат — возникновение *p*-типа проводимости в ННК GaAs при их легировании кремнием.

Стоит отметить, что существует проблема устойчивости контакта зонда АСМ с окончанием ННК. Как правило, высоты ННК в 10 и более раз превосходят их диаметр, и в этом случае ННК обладают малой боковой жесткостью и при контакте с зондом АСМ легко изгибаются. Для характерных величин коэффициента боковой жесткости  $k_s = ER^4/L^3 \sim 0.1$  Н/м (радиус ННК  $R = 50$  нм, длина  $L = 1–2$  мкм, модуль Юнга материала ННК  $E \approx 10^{11}$  Н/м<sup>2</sup>) и типичной величины силы прижима зонда АСМ  $F = 10$  нН можно получить оценку снизу величины бокового изгиба  $W_s = 100$  нм. Столь

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

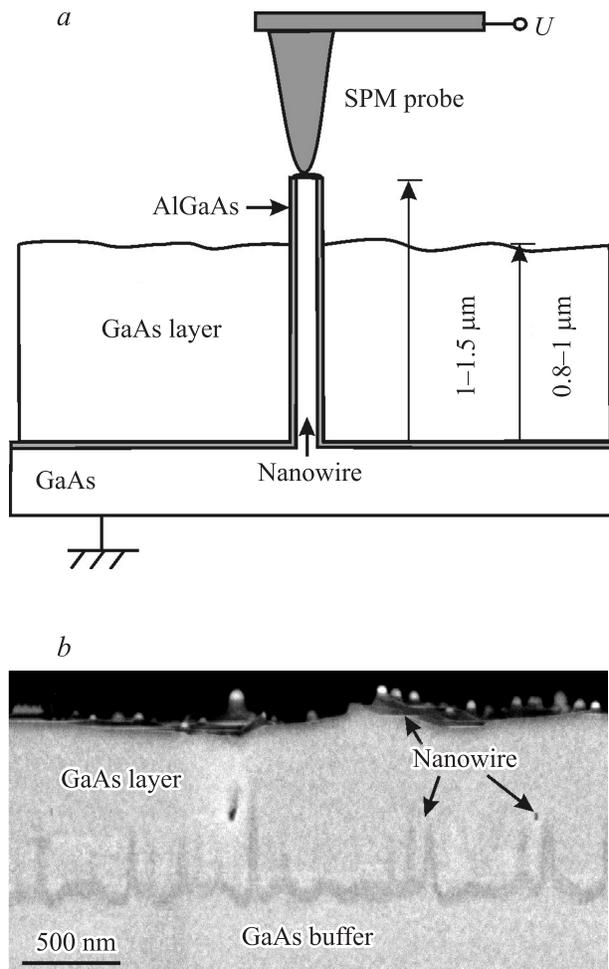
сильный изгиб ННК делает затруднительным получение ВАХ. Однако можно избежать изгибов ННК, если осуществить пространственную фиксацию ННК, например, тонкими слоями воска или фоторезиста. В настоящей работе изучались ВАХ ННК GaAs, частично зарощённых эпитаксиальным слоем GaAs, что обеспечило их фиксацию. Для изоляции от матрицы на поверхность ННК GaAs предварительно наращивался тонкий слой AlGaAs.

## 2. Эксперимент

Эксперименты по росту и легированию ННК GaAs проводились на отечественной установке молекулярно-пучковой эпитаксии ЭП1203, оснащенной эффузионными источниками галлия, алюминия, мышьяка и золота. Для наблюдения за состоянием поверхности непосредственно во время роста использовалась система ДБЭО.

Структура исследовавшихся образцов с ННК, помещенными в матрицу GaAs, схематически показана на рис. 1, *a*. Получение образцов включало несколько этапов. Первоначально с поверхности легированной подложки  $n^+$ -GaAs(111) был удален окисный слой и на нее был осажден буферный слой арсенида галлия толщиной  $\sim 200$  нм, легированный кремнием с объемной концентрацией  $N_{\text{Si}} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , при температуре подложки  $T_{\text{sub}} = 585^\circ\text{C}$ . После этого температура подложки была понижена до  $550^\circ\text{C}$  для осаждения слоя Au, в результате чего при данной температуре образуются эвтектические капли Au/Ga, служащие катализаторами роста ННК. Далее выращивались собственно ННК GaAs, различно легированные Si, вплоть до уровня, эквивалентного легированию объемного GaAs  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Затем полученные ННК покрывались слоем  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  толщиной 18 нм, после чего температура подложки поднималась до  $T_{\text{sub}} = 650^\circ\text{C}$  и проводилось зарощивание ННК слоем GaAs номинальной толщиной 1 мкм. При данной  $T_{\text{sub}}$  рост ННК GaAs подавлен [11,12], поэтому происходит рост собственно поверхности и „заполнение“ пространства между ранее выращенными ННК. При этом слой твердого раствора  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$  предотвращает распад ННК, и их форма и стехиометрический состав сохраняются даже при столь высокой температуре. На рис. 1, *b* приведено изображение, полученное методом сканирующей электронной микроскопии, типичного скола зарощённой структуры с ННК GaAs. Видно возвышение наиболее длинных ННК над уровнем зарощивающего слоя, а также проявление в толще зарощивающего слоя нескольких ННК, через которые прошел скол.

Для определения продольных вольт-амперных характеристик ННК в принципе существует несколько подходов. Существует способ измерения ВАХ, состоящий в удалении одиночных ННК с ростовой подложки с последующим прецизионным позиционированием на контактные площадки на изолирующей поверхности [17]. Это технически сложный подход, который предполагает



**Рис. 1.** *a* — схематическое представление структуры исследовавшихся образцов с ННК GaAlAs/GaAs; в контакт к вершине ННК подведен зонд АСМ для получения ВАХ. *b* — изображение скола образца с зарощёнными ННК, полученное методом просвечивающей электронной микроскопии.

измерения ограниченного числа ННК и нарушение их контакта с ростовой подложкой. В тех случаях, когда удаление ННК с подложки нежелательно, возможно напыление на ансамбль ННК планарного металлического электрода и измерение теперь уже усредненной ВАХ для ансамбля ННК [18].

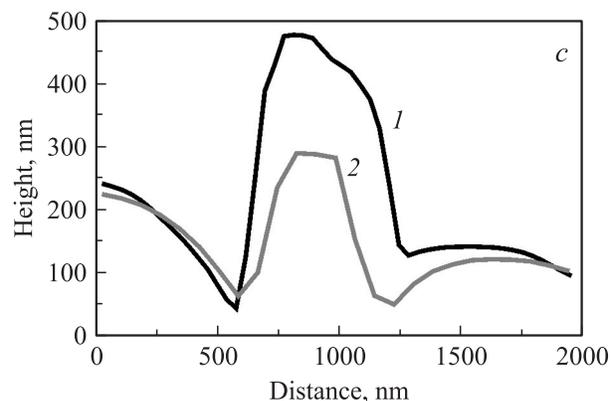
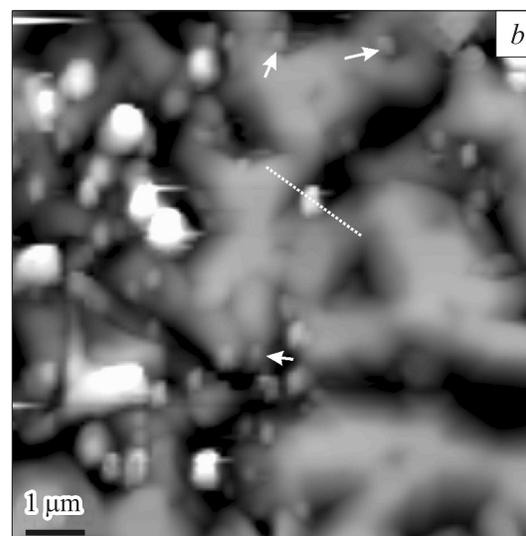
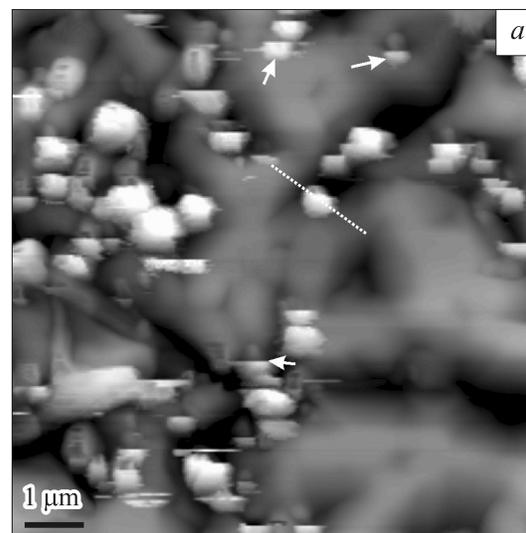
В данной работе был использован метод изучения продольных ВАХ ННК, сохраняющих контакт с ростовой поверхностью, в котором осуществляется контакт свободной вершины ННК с проводящим зондом АСМ. Заострение проводящего зонда АСМ обычно имеет радиус 20–60 нм (в зависимости от типа зонда), что позволяет прецизионно позиционировать зонд на вершины ННК со столь же малыми размерами. Рассматриваемый метод позволяет проводить систематические измерения ВАХ на индивидуальных ННК в ансамбле, отслеживая их отличия. Для реализации этого метода требуется пространственная фиксация ННК, что может осуществляться достаточно простыми средствами, например,

путем нанесения на ростовую поверхность микрокапли расплавленного воска (пищеина) или же тонкого слоя фоторезиста. В нашей работе был применен более сложный, но и более технологичный способ фиксации ННК в зарастивающей матрице того же материала.

Измерения продольных ВАХ ННК в принципе могут выполняться зондами АСМ с любыми металлическими покрытиями. Однако здесь могут возникнуть трудности, так как для корректности измерений необходимо получить прямой электрический контакт металлизированного зонда АСМ с материалом ННК. Это возможно, если эксперимент проводится в сверхвысоком вакууме. В этом случае первоначально боковым движением зонда скалывается верхняя часть ННК, что удаляет закрывающую верхнюю часть ННК эвтектическую каплю из смеси золота и продуктов роста, электрические свойства которой неизвестны. Затем зонд может быть приведен в контакт с открывшимся на сколе материалом ННК. К сожалению, большинство коммерческих приборов АСМ работает в комнатных условиях, в атмосфере инертных газов или же в форвакууме. Во всех этих случаях имеет место довольно быстрое появление естественного окисла на сколах. В нашей работе мы обнаружили, что данная проблема может быть легко преодолена, так как при определенной силе прижима зонда АСМ к сколу вершины ННК зонд способен прокалывать слабый слой естественного окисла и реализовывать контакт металл-полупроводник. Для этого, однако, проводящее покрытие должно хорошо держаться на острие зонда. Было установлено, что этому условию соответствуют зонды с алмазоподобным покрытием DCP11 фирмы НТ-МДТ. Радиус закругления кончика таких зондов характеризуется значениями на уровне 50 нм. Эксперимент выполнялся на приборе NTEGRA-AURA фирмы НТ-МДТ.

### 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 2, *a* приведено изображение поверхности образца с частично зарастившими ННК AlGaAs/GaAs, где можно видеть неровный рельеф зарастивающего слоя и возвышающиеся над ним верхние участки ННК (светлые пятна на сером фоне). При толщине зарастивающего слоя  $\sim 1$  мкм и средней длине ННК 1.5 мкм (см. рис. 1) высота незарастивших участков составляет несколько десятых мкм. При получении изображения для уменьшения силы воздействия зонда АСМ на ННК был выбран режим полуконтактной (tapping) микроскопии. Тем не менее оказалось, что и в этом режиме сканирования возможно скалывание торчащих над поверхностью участков ННК. Это отчетливо видно при сравнении двух АСМ-изображений на рис. 2, *a* и *b*, полученных последовательно друг за другом. Многие первоначально высокие ННК проявляются во втором изображении в виде существенно более низких бугорков высотой менее 100 нм. Моменты скалывания ННК при сканировании хорошо наблюдаются уже в

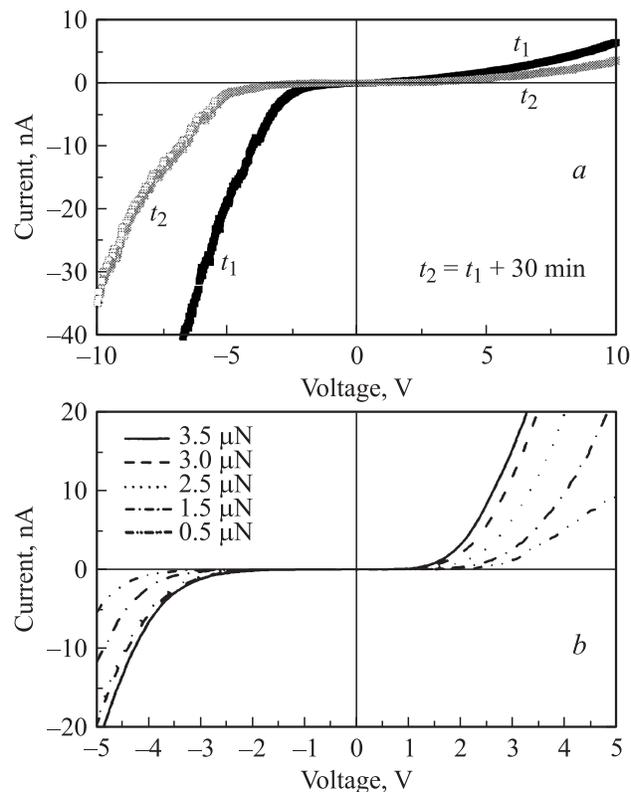


**Рис. 2.** АСМ-изображения поверхности образца с ННК при первом (*a*) и повторном (*b*) сканировании в полуконтактном режиме; возвышающиеся над поверхностью ННК выглядят как светлые пятна. *c* — профили сечения, проведенные через обломленный ННК в месте, отмеченном пунктиром на *a* и *b* (1 и 2 соответственно).

первом изображении. Некоторые из них отмечены на рис. 2, *a* белыми стрелками. Сканирование изображения осуществлялось построчно снизу вверх. Хорошо видно, что начиная с некоторой строки изображение ННК резко меняется: прежде высокий ННК начинает записываться как заметно более низкий бугорок (см. также профиль на рис. 2, *c*). Этот бугорок является нижней частью сколотого ННК. Большие латеральные размеры изображений высоких ННК до скалывания связаны с уширяющим вкладом формы окончания зонда АСМ. Это обстоятельство становится менее важным с уменьшением высоты ННК после скалывания. Размытость и зашумленность изображений ННК до скалывания может быть также результатом их механических колебаний, инициированных воздействием окончания зонда АСМ. Тем не менее остающиеся после скалывания бугорки уже являются механически устойчивыми и позволяют проводить измерения локальных ВАХ в контактном режиме с зондом АСМ.

На рис. 3, *a* приведены две ВАХ, записанные в вакууме при остаточном давлении  $10^{-5}$  бар на сколе легированного ННК ( $N_{Si} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) через несколько минут после скалывания ( $t_1$ ) и затем спустя еще 30 мин ( $t_2$ ). Первая зависимость имеет вид, близкий к характерному для контакта зонда АСМ с объемным GaAs *p*-типа проводимости [19]. В то же время вторая зависимость на рис. 3, *a* показывает, что в имеющемся в АСМ вакууме все же имеет место медленное окисление поверхности скола, приводящее к ослаблению ВАХ и распространению плоского участка зависимости в область больших прикладываемых напряжений за счет падения части напряжения на возникающем слое естественного окисла [20]. Исследование ВАХ ННК в среднем вакууме имеет еще одно ограничение, а именно невозможность получения контрольных ВАХ от зарастающего слоя, также покрывающегося слоем естественного окисла.

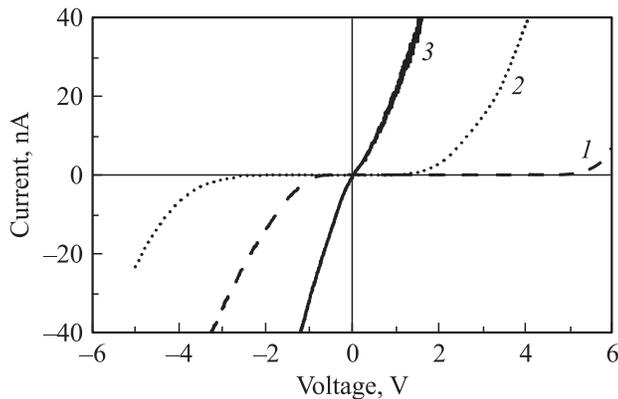
Решение проблемы устранения влияния окисла пришло неожиданно: было обнаружено, что даже в атмосферных условиях, повышая силу давления зонда АСМ на поверхность ННК или зарастающего слоя, можно обратно трансформировать форму ВАХ к виду, характерному для контакта металл-полупроводник. Этот эффект на поверхности зарастающего слоя в контрольном образце без ННК можно наблюдать на рис. 3, *b*. Объяснение этого эффекта видится в прокалывании тонкого и относительно механически слабого естественного окисла на поверхности GaAs острым окончанием зонда АСМ с твердым алмазоподобным (diamond like carbon) покрытием. Отметим, что толщина слоя естественного окисла на поверхности GaAs составляет  $\sim 1 \text{ нм}$  [21], и слой может прокалываться даже одиночными выступами на остром окончании зонда АСМ, где создается максимальное давление на поверхность ННК. О малой площади электрического контакта зонд-вершина ННК говорит и малая величина тока, в десятки наноампер при напряжении в несколько вольт. Из рис. 3, *b* видно, что при слабом прижме зонда АСМ к поверхности



**Рис. 3.** Наблюдение медленного окисления сколотой поверхности ННК в вакууме при остаточном давлении  $10^{-5}$  бар по ослаблению ВАХ в моменты времени  $t_1, t_2$ , разделенные интервалом в 30 мин (*a*), и наблюдение эффекта продавливания слоя естественного окисла на поверхности зарастающего слоя GaAs ( $N_{Si} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) окончанием зонда АСМ по мере увеличения силы прижима от 0.5 до 3.5 мкН (*b*).

ВАХ имеет почти симметричный вид, с протяженными участками нулевого тока в обеих полярностях от  $-3$  до  $+3 \text{ В}$ , что указывает на падение значительной части напряжения на поверхностном слое окисла. При увеличении силы прижима ВАХ приобретает диодный характер. После достижения силы прижима 3.5 мкН вид ВАХ перестает меняться. При этом пробой обратной ветки ВАХ происходит при напряжении примерно  $-2.5 \text{ В}$ , что соответствует выбранному уровню легирования слоя  $N_{Si} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$  [17]. На рис. 3 обращает на себя внимание противоположная полярность ветвей ВАХ для ННК и зарастающего слоя при одинаковом характере и уровне легирования примесью кремния.

Более детальное сравнение ВАХ ННК и зарастающего слоя дано на рис. 4, где приведены ВАХ, полученные на сколах ННК в образцах с легированием Si до объемных уровней  $10^{18}$  и  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , а также для контрольного образца без ННК только с зарастающим слоем, легированным Si до уровня  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ . ВАХ были получены при силах прижима зонда, приводящих к модификации получаемых ВАХ до устойчивого диодного вида. Исходя из полярности напряжения, соответствующего прямой ветви ВАХ для контрольного



**Рис. 4.** Сравнение ВАХ, полученных на заращивающем слое GaAs ( $N_{\text{Si}} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) (1), на ННК с уровнем легирования  $N_{\text{Si}} \approx 10^{18}$  (2) и  $10^{19} \text{ см}^{-3}$  (3).

образца, можно сказать, что заращивающий слой, как и ожидается при выращивании GaAs методом МПЭ, имеет  $n$ -тип проводимости [22]. Противоположная полярность напряжения для прямой ветви диодной ВАХ для образца с легированными ННК ( $N_{\text{Si}} \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) указывает на то, что ННК в этом образце имеют  $p$ -тип легирования. На рис. 4 интересна также ВАХ, полученная для ННК с концентрацией легирующей примеси Si на уровне  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Наблюдается зависимость, близкая к линейной. При столь высокой концентрации легирующей примеси объемный GaAs является вырожденным полупроводником и роль барьера на границе металл-полупроводник в токовых измерениях становится пренебрежимо малой. Близкая к линейной ВАХ, очевидно, свидетельствует о возможности получения очень высоких уровней легирования ННК GaAs.

Наблюдаемый  $p$ -тип проводимости ННК GaAs, легированных Si, отличается от привычной ситуации для легированных Si объемных кристаллов GaAs, получаемых методом МПЭ, — они имеют  $n$ -тип проводимости [22,23]. В то же время известно, что при выращивании легированных Si кристаллов GaAs методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) при температурах ниже  $800^\circ\text{C}$  получается материал  $p$ -типа проводимости [24]. Стоит отметить, что рост ННК GaAs за счет процесса пар-жидкость-кристалл обычно происходит при существенно более низких температурах и последней стадией этого процесса является эпитаксия под жидкой эвтектической каплей, содержащей Au и компоненты роста. Можно предположить, что эта завершающая стадия роста ННК схожа с объемной жидкофазной эпитаксией в плане встраивания атомов Si в решетку GaAs. Как известно, Si в GaAs является амфотерной примесью, т.е. в зависимости от занимаемой позиции в решетке GaAs атомы Si могут являться как донорами, замещая атомы Ga, так и акцепторами, замещая атомы As, и легированные кристаллы обоих типов проводимости обладают заметной степенью компенсации примесей [22]. Наблюдаемый  $p$ -тип проводимости в ННК GaAs, леги-

рованных Si, очевидно, указывает на преимущественное замещение атомами Si атомов As. Это заключение важно подтвердить прямыми наблюдениями положения атомов Si в решетке ННК GaAs, например, в экспериментах по сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) на продольных сколах ННК [25]. Такие эксперименты планируются.

## 4. Заключение

В работе осуществлено легирование кремнием ННК GaAs. Отработана методика легирования, которая позволяет получать уровень легирования до  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Обнаружено, что ННК GaAs, легированные Si, имеют  $p$ -тип проводимости в отличие от объемных кристаллов GaAs, получаемых методом МПЭ. Обнаруженное отличие, возможно, связано с преимущественным встраиванием атомов Si в ННК GaAs в позиции атомов мышьяка с образованием акцепторных центров.

Исследования продольной проводимости ННК выполнялись без их удаления с ростовой подложки за счет формирования устойчивого контакта вершины ННК с окончанием зонда АСМ. Было показано, что корректные ВАХ для ННК могут получаться даже в атмосферных условиях на естественно окисленных ННК за счет прокалывания слоя окисла на вершине ННК окончанием зонда АСМ.

Работа была поддержана программой фундаментальных исследований президиума РАН „Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов“ (проект № 27), грантами РФФИ и Санкт-Петербургского научного центра РАН. П.А. Дементьев и М.С. Дунаевский выражают благодарность за финансовую поддержку по гранту президента РФ НШ-2951.2008.2.

## Список литературы

- [1] Y. Li, J. Xiang, F. Quang, S. Gradecak, Y. Wu, H. Yan, D.A. Blom, C.M. Lieber. *NanoLett.*, **6**, 1468 (2006).
- [2] B.J. Ohlsson, M.T. Bjork, M.H. Magnusson, K. Deppert, L. Samuelson, L.R. Wallenberg. *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 3335 (2001).
- [3] M.T. Bjork, B.J. Ohlsson, T. Sass, A.I. Persson, C. Thelander, M.H. Magnusson, K. Deppert, L.R. Wallenberg, L. Samuelson. *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 1058 (2002).
- [4] H. Sakaki. *Jpn. J Appl. Phys.*, **19**, 1735 (1980).
- [5] R.B. Markus, T.S. Ravi, T. Gimmer, K. Chin, D. Liu, W.J. Orvis, D.R. Ciarlo, C.E. Hunt, J. Trujilo. *Appl. Phys. Lett.*, **56**, 236 (1990).
- [6] E.I. Givargizov, A.N. Stepanova, L.N. Obolenskaya, E.S. Mashkova, V.A. Molchanov, M.E. Givargizov, I.W. Rangelov. *Ultramicroscopy*, **82**, 57 (2000).
- [7] C.M. Lieber. *Nature Biotechnology*, **23**, 1294 (2005).
- [8] Q. Wang, Q.H. Li, Y.J. Chen, T.H. Wang, C.L. He, J.P. Li, C.L. Lin. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 3654 (2008).
- [9] Е.И. Гиваргизов, А.А. Чернов. *Кристаллография*, **18**, 147 (1973).

- [10] L. Schubert, P. Werner, N.D. Zakharov, G. Gerth, F.M. Kolb, L. Long, U. Goesele, T.Y. Tan. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 4968 (2004).
- [11] Г.Э. Цырлин, В.Г. Дубровский, Н.В. Сибирев, И.П. Сошников, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, В.М. Устинов. *ФТП*, **39**, 587 (2005).
- [12] V.G. Dubrovskii, I.P. Soshnikov, N.V. Sibirev, G.E. Cirlin, V.M. Ustinov. *J. Cryst. Growth*, **289**, 31 (2006).
- [13] M. Tchernycheva, J.C. Harmand, G. Patriarche, L. Travers, G.E. Cirlin. *Nanotechnology*, **17**, 4025 (2006).
- [14] V.G. Dubrovskii, I.P. Soshnikov, N.V. Sibirev, G.E. Cirlin, A.A. Tonkikh, Yu.B. Samsonenko, V.M. Ustinov. *Phys. Rev. B*, **71**, 105325 (2005).
- [15] G. Patriarche, F. Glas, M. Tchernycheva, C. Sartel, L. Largeau, J.C. Harmand, G.E. Cirlin. *NanoLett.*, **8**, 1638 (2008).
- [16] В.Г. Дубровский, Г.Э. Цырлин, В.М. Устинов. *ФТП*, **43**, 1585 (2009).
- [17] X. Duan, Yu Huang, Yi Cui, J. Wang, Ch.M. Lieber. *Nature*, **409**, 66 (2001).
- [18] K. Haraguchi, T. Katsuyama, K. Hiruma, K. Ogawa. *Appl. Phys. Lett.*, **60**, 745 (1991).
- [19] R.P. Lu, K.L. Kavanagh, St.J. Dixon-Warren, A.J. Spring Thorpe, R. Streater, I. Calder, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **20**, 1682 (2002).
- [20] Э.Х. Родерик. *Контакты металл-полупроводник* (М., Радио и связь, 1982).
- [21] А.В. Анкудинов, В.П. Евтихийев, В.Е. Токранов, В.П. Улин, А.Н. Титков. *ФТП*, **33**, 594 (1999).
- [22] J.E. Northrup, S.B. Zhang. *Phys. Rev. B*, **47**, 6791 (1993).
- [23] R. Murray, R.C. Newman, M.J.L. Sangster, R.B. Beali, J.J. Harris, P.J. Wright, J. Wagner, M. Ramsteiner. *J. Appl. Phys.*, **66**, 2589 (1989).
- [24] В.Н. Ahn, R.R. Shurtz, C.W. Trussel. *J. Appl. Phys.*, **42**, 4512 (1971).
- [25] L. Ouattara, A. Mikkelsen, N. Skold, J. Eriksson, T.H. Knaapen, E. Cavar, W. Seifert, L. Samuelson, E. Lundren. *NanoLett.*, **7**, 2861 (2007).

Редактор Л.В. Шаронова

### **Current–voltage characteristics of silicon-doped GaAs nanowires with protected AlGaAs coating, overgrown with an undoped AlGaAs layer**

*P.A. Dementyev*<sup>†</sup>, *M.S. Dunaevskii*<sup>†</sup>,  
*Yu.B. Samsonenko*<sup>†\*•</sup>, *G.E. Cirlin*<sup>†\*•</sup>, *A.N. Titkov*<sup>†</sup>

<sup>†</sup> Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

\* Saint-Petersburg Physics and Technology Centre  
for Research and Education,  
Russian Academy of Sciences,  
195220 St. Petersburg, Russia

• Institute for Analytical Instrumentation,  
Russian Academy of Sciences,  
190103 St. Petersburg, Russia