

# Исследование влияния дозы ионно-лучевой обработки поверхности Si(111) на процессы роста нитевидных нанокристаллов GaAs

© Н.А. Шандыба, Н.Е. Черненко, С.В. Балакирев, М.М. Еременко, Д.В. Кириченко, М.С. Солодовник

Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения, Южный федеральный университет, 347922 Таганрог, Россия

E-mail: shandyba@sfedu.ru

Поступила в Редакцию 2 марта 2022 г.

В окончательной редакции 25 марта 2022 г.

Принята к публикации 25 марта 2022 г.

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния дозы ионов Ga<sup>+</sup> при ионно-лучевой обработке поверхности Si(111) методом фокусированных ионных пучков на процессы эпитаксиального роста нитевидных нанокристаллов GaAs. Выявлены существенные различия между параметрами массивов нитевидных нанокристаллов, сформированных на модифицированных и немодифицированных таким образом участках подложки Si. Показано, что изменение дозы ионов Ga от 0.052 до 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup> при ионно-лучевой обработке позволяет с высокой степенью локализации формировать массивы нитевидных нанокристаллов GaAs с различным набором параметров в едином технологическом цикле. Экспериментально установлены закономерности влияния дозы ионов Ga при модификации поверхности на ключевые характеристики нитевидных нанокристаллов GaAs: плотность, диаметр, длину и ориентацию относительно поверхности подложки.

**Ключевые слова:** фокусированный ионный пучок, нитевидные нанокристаллы, GaAs, молекулярно-лучевая эпитаксия.

DOI: 10.21883/FTP.2022.08.53141.27

## 1. Введение

Нитевидные нанокристаллы (ННК) A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> являются перспективными объектами для создания на их основе различных элементов и устройств фотоники, микро- и нанoeлектроники, микромеханики и сенсорики благодаря сочетанию уникальных электронных, оптических и механических свойств [1–4]. Создание устройств на основе ННК требует разработки технологий управления их основными характеристиками (как вместе, так и по отдельности): размерами (длиной, диаметром), формой, химическим составом, легированием, плотностью [5]. В случае использования для формирования ННК механизма „пар–жидкость–кристалл“ (ПЖК) это достигается путем регулирования основных параметров металлических наноклапел, выступающих в роли каталитических центров роста ННК, — их размера и пространственного расположения на поверхности подложки.

Как правило, для этого, в зависимости от разновидности используемого ПЖК-механизма — гетеро- или самокаталитический — и, соответственно, металла в качестве катализатора, используются различные комбинации эпитаксиальных и литографических методик [6,7]. Среди литографических методик наибольшее распространение при формировании ННК получили электронно-лучевая литография [8–10], наноимпринтная литография [11,12] и так называемая наносферная литография [6,13].

Однако предростовая обработка поверхности подложек с использованием традиционных технологических

процессов на основе литографических операций, включающая, как правило, операции жидкостного и (или) плазменного травления, либо не обеспечивает требуемых параметров получаемых структур [14,15], либо слабо совместима с ростовыми процессами [16], либо отличается высокой себестоимостью и низкой производительностью [17–19]. Поэтому задача эффективного управления различными параметрами ННК (длиной, диаметром, плотностью и т.д.), в том числе посредством предростовой подготовки поверхности, по-прежнему остается актуальной.

В последнее время в качестве альтернативного метода, позволяющего реализовать управление параметрами ННК при устранении (или минимизации) основных недостатков описанных выше подходов, активно изучается локальная ионно-лучевая обработка поверхности с помощью фокусированного пучка ионов Ga [20–23]. Данный метод позволяет проводить технологические операции локального ионно-лучевого травления с высоким пространственным разрешением в условиях высокого вакуума без необходимости применения резистов, масок и химического травления [24–27]. При этом метод фокусированного ионного пучка (ФИП) может использоваться как для формирования углублений в слое маскирующего окисла в структурах SiO<sub>2</sub>/Si (с последующей локализацией в них капелль катализатора) [20], так и для прямого локального формирования каталитических центров — в случае использования пучков ионов Ga и самокаталитического ПЖК-роста [21]. Во втором случае

внедренные в подложку на этапе ФИП-обработки ионы Ga в процессе последующего отжига формируют на поверхности в точках воздействия пучка капли Ga, выступающие в роли каталитических центров для роста ННК GaAs [22]. Изменяя различные технологические параметры ФИП-обработки и предростового отжига, можно эффективно управлять размером, плотностью и положением формируемых металлических капель, во многом определяя тем самым характеристики растущих впоследствии ННК GaAs [23]. В то же время вопросы, связанные с взаимным влиянием основных параметров ионно-лучевой обработки (доза, ускоряющее напряжение и ток пучка, топология обработки и т.д.) и эпитаксиального синтеза (температура и время отжига и роста, соотношение ростовых компонент и т.д.) на ключевые характеристики ННК GaAs, как и механизмы, лежащие в основе роста ННК с использованием ФИП-обработки, остаются малоизученными, что требует проведения в первую очередь экспериментальных исследований в данном направлении.

Цель данной работы заключается в исследовании влияния дозы ионов при обработке поверхности Si(111) фокусированным ионным пучком Ga<sup>+</sup> на процессы формирования массивов ННК GaAs.

## 2. Методика эксперимента

В качестве подложек использовались пластины Si(111), прошедшие предварительную очистку в ацетоне и изопропиловом спирте с последующим промыванием в деионизованной воде и сушкой. Ионно-лучевая обработка поверхности подложек проводилась с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) Nova NanoLab 600, оснащенного системой ФИП с источником ионов Ga. Области ФИП-модификации представляли собой квадраты размером 5 × 5 мкм и задавались с использованием шаблона, сгенерированного в программе управления ионным пучком. Модификация поверхности всех областей выполнялась при фиксированных значениях ускоряющего напряжения ионного пучка (30 кВ) и тока (30 пА). Доза ионов Ga при воздействии ФИП варьировалась в пределах от 0.052 до 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup> и задавалась путем изменения количества проходов ионного пучка по задаваемой шаблону топологии при неизменности остальных параметров ФИП. При ФИП-обработке поверхности Si в указанном диапазоне доз травление поверхности практически подавлено (порядка нескольких нанометров для дозы 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup>) и наблюдается преимущественно имплантация ионов Ga в приповерхностный слой подложки [28].

Самокаталитические ННК GaAs выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на установке SemiTEq STE 35. Подложки Si(111) с ФИП-модифицированными участками поверхности предварительно отжигались в условиях сверхвысокого вакуума при температуре 600°C в течение 60 мин. На этой стадии

иницировались процессы сегрегации внедренного в кристаллическую структуру подложки Ga с последующим формированием каталитических центров. При этом маскирующий слой собственного окисла Si не удалялся, что позволило одновременно формировать ННК GaAs вне модифицированных участков для последующего их использования в качестве референсного массива структур [29]. Затем проводился рост ННК GaAs при той же температуре подложки (600°C) с эквивалентными скоростью и толщиной осаждения GaAs, равными соответственно 0.25 МС/с и 200 нм. Отношение потоков Ga и As<sub>4</sub>, предварительно откалиброванных на подложке GaAs(001), составляло 1:4.

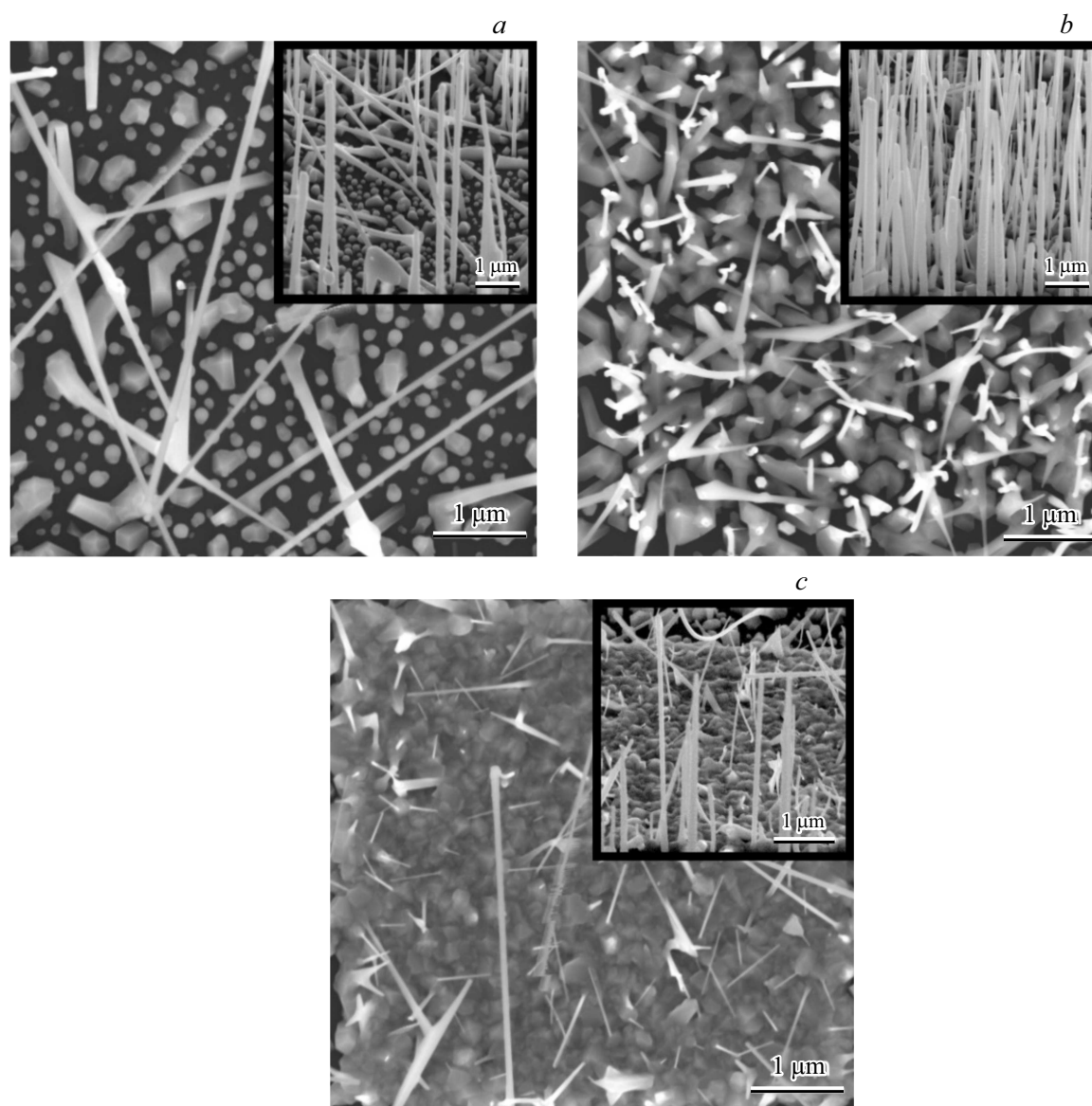
Контроль морфологии полученных структур осуществлялся методами РЭМ. Анализ геометрических параметров ННК GaAs (длина, диаметр, плотность) на основе РЭМ-изображений выполнялся с использованием специализированного программного обеспечения SIS Software Scandium.

## 3. Результаты и обсуждение

Анализ полученных РЭМ-изображений поверхности Si(111) с ФИП-модифицированными участками показывает существенное влияние дозы ионов Ga на процессы формирования и геометрические параметры массивов ННК GaAs (рис. 1). В области низких доз наблюдается формирование высокоплотных (до ~ 13.6 шт./мкм<sup>2</sup>) массивов капель Ga (рис. 1, *a*). При этом рост ННК GaAs, как и кристаллитов GaAs паразитной фазы, практически полностью подавлен по сравнению даже с немодифицированной поверхностью. Увеличение дозы ионов Ga приводит к увеличению плотности ННК GaAs и интенсификации процессов паразитного роста кристаллитов GaAs (рис. 1, *b*) вплоть до формирования сплошного поликристаллического основания (рис. 1, *c*).

Количественный анализ геометрических параметров массивов ННК GaAs на основе РЭМ-изображений и последующая статистическая обработка полученных данных позволили построить зависимости основных параметров наноструктур: плотности массива, средних значений длины и диаметра, а также их вертикальности (доли нормально ориентированных ННК от их общего числа) от дозы ионов Ga при ФИП-обработке поверхности Si(111), приведенные на рис. 2.

Как видно из представленных зависимостей, при очень низких дозах обработки (~ 0.052 пКл/мкм<sup>2</sup>), как говорилось ранее, рост ННК существенно подавлен, и их плотность составляет 0.36 шт./мкм<sup>2</sup>, что практически на порядок меньше плотности массива, сформированного на немодифицированной поверхности (2.56 шт./мкм<sup>2</sup> — рис. 2, *a*). При этом плотность капель Ga в области модификации достигает 13.6 шт./мкм<sup>2</sup>, однако ННК из них не развиваются (рис. 1, *a*). Увеличение дозы при ФИП-обработке приводит к резкому увеличению плотности ННК GaAs (рис. 2, *a*) с пиковым значением



**Рис. 1.** РЭМ-изображения (вид сверху, на вставках приведены изображения под углом  $52^\circ$ ) массивов ННК GaAs, полученных на ФИП-модифицированных участках с различной дозой ионов Ga: *a* — 0.052, *b* — 0.26, *c* — 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup>.

7.8 шт./мкм<sup>2</sup> (при дозе 5.21 пКл/мкм<sup>2</sup>), а затем к постепенному снижению до 5.76 шт./мкм<sup>2</sup> (рис. 1, *c*). Однако во всем диапазоне значений доз (кроме первой точки) плотность ННК более чем в 2 раза превышает их плотность на немодифицированной поверхности.

Характер зависимостей длины и диаметра ННК GaAs от дозы ФИП-обработки (рис. 2, *b* и *c* соответственно) идентичен — рост дозы ионов Ga приводит сначала к резкому уменьшению одновременно длины и диаметра ННК с последующим, начиная с дозы 1.56 пКл/мкм<sup>2</sup>, выходом на насыщение и стабилизацией значений в диапазонах 0.9–1.17 мкм и 27–29 нм соответственно, что в  $\sim 4.3$  и  $\sim 2.2$  раза меньше длины и диаметра ННК GaAs, сформированных вне модифицированных участков, равных 4.44 мкм и 61 нм соответственно. Плот-

ность ННК в данном диапазоне значений доз имеет четко выраженную тенденцию к снижению (рис. 2, *a*) при постоянстве значений длины и диаметра структур, что обусловлено интенсификацией роста паразитных структур в области высоких значений доз (рис. 1). Доля ННК GaAs, нормально ориентированных по отношению к подложке, при этом сначала резко возрастает до 70% (при дозе 0.52 пКл/мкм<sup>2</sup>), а затем также резко снижается и, начиная с дозы 5.21 пКл/мкм<sup>2</sup>, стабилизируется на значении в диапазоне 6–10%. В то же время вне области ФИП-модификации доля нормально ориентированных ННК GaAs составляет  $\sim 50\%$ .

При этом диапазон доз 0.26–0.52 пКл/мкм<sup>2</sup> интересен тем, что в нем плотность ННК увеличивается более чем в 2 раза в сравнении с референсными значениями —

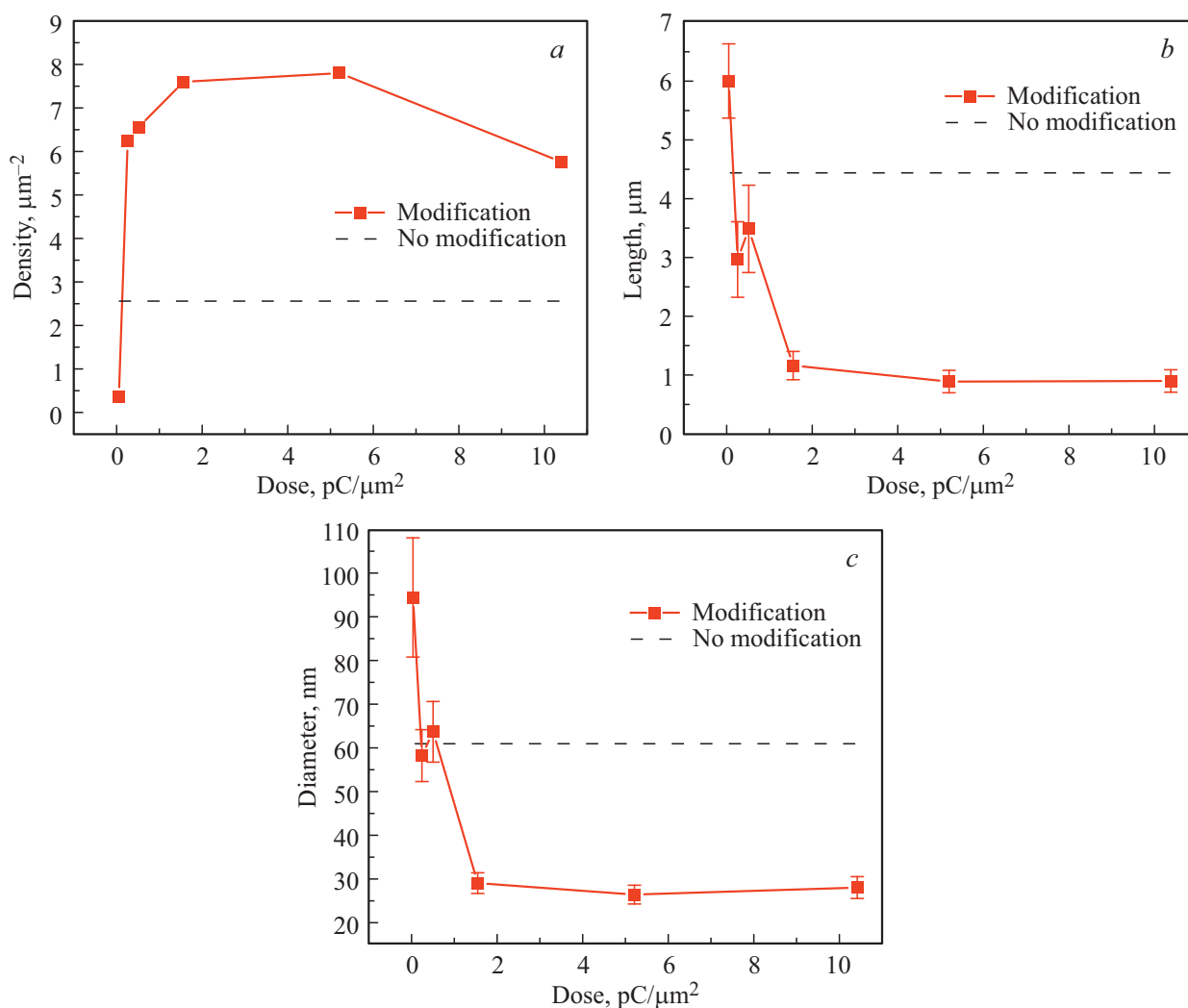


Рис. 2. Зависимости (а) плотности, (b) длины и (с) диаметра ННК GaAs от дозы ФИП-обработки.

с 2.56 до 6.56 шт./мкм<sup>2</sup>, при фактически неизменном диаметре (~60 нм), хотя и со снижением их длины на 20–35% — с 4.44 до 3–3.5 мкм. При этом в этом же диапазоне доз увеличивается и выход нормально (вертикально) ориентированных ННК на 20% в сравнении с референсными значениями — с 50 до 70%.

Такой необычный характер влияния величины дозы облучения поверхности ионами Ga — практически полное подавление каталитического роста ННК GaAs в области малых доз и рост высокоплотных сильно разориентированных ННК небольших диаметров и длин при больших дозах облучения — обусловлен, по всей видимости, спецификой взаимодействия ионов с кристаллической структурой подложки при различных уровнях интенсивности воздействия ФИП.

При облучении поверхности низкими дозами преимущественно происходит внедрение ионов в кристаллическую структуру приповерхностного слоя подложки Si. Однако кристаллическая решетка, обогащаясь ионами и генерируемыми ими дефектами, в целом сохраняет

свою структуру [30]. Относительно низкая (в сравнении с участками с большой дозой облучения) концентрация дефектов в данных областях не только осложняет восстановление кристаллической структуры подложки на этапе отжига, но и затрудняет выход внедренных ионов (атомов) Ga на поверхность, подавляя тем самым образование капель катализатора — центров нуклеации ННК GaAs — за счет внедренного материала. Экспериментальное обнаружение большой плотности капель Ga на участках с дозой 0.052 пКл/мкм<sup>2</sup> (рис. 1, а) при практически полном подавлении непосредственно каталитического роста с их участием (рис. 1, а и 2, а) может говорить о том, что они сформировались при подаче ростовых компонент (атомов Ga и молекул As) на начальной стадии роста. Можно предположить, что стадия нуклеации ННК на данных участках в данных условиях роста была по каким-то причинам кинетически заторможена и (или) растянута во времени, что могло привести к оттоку материала в соседние области, где начальная стадия формирования ННК протекала значи-

тельно быстрее. Это в свою очередь стало причиной того, что из сформировавшихся капель Ga так и не развились ННК GaAs, несмотря на непрерывную подачу эпитаксиального материала на подложку.

Пятикратное увеличение дозы облучения (с 0.052 до 0.26 пКл/мкм<sup>2</sup>) сопровождается ростом дефектности приповерхностного слоя модифицируемой области, что приводит к интенсификации процессов восстановления кристаллической решетки на этапе отжига, сопровождаемого сегрегацией внедренных ионов (атомов) Ga на поверхности подложки Si и, как следствие, к образованию капель катализатора [31]. В свою очередь это приводит к интенсификации процессов каталитического и паразитного роста, приводящих к резкому росту плотности ННК (более чем в 2 раза) и кристаллитов GaAs соответственно (рис. 1, *b* и 2, *a*). При этом длина и диаметр ННК закономерно снижаются в сравнении со структурами на немодифицированной поверхности — 2.97 мкм и 58 нм соответственно (рис. 2, *b* и *c*), что обусловлено перераспределением эпитаксиального материала в первую очередь между ННК. В то же время доля ННК GaAs, нормально ориентированных к подложке, достигает своего максимума (~ 70%).

В дальнейшем, при росте дозы облучения поверхности при ФИП-модификации до 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup> увеличивается не только концентрация внедренных ионов Ga, но и скорость их выхода на поверхность. Следовательно, модифицированная поверхность все больше обогащается атомами Ga, что приводит к росту плотности и размеров капель катализатора. Это приводит к подавлению каталитического роста, ответственного за формирование ННК, и стимулированию паразитного роста — увеличивается плотность и размер кристаллитов GaAs. Таким образом, теоретически плотность ННК GaAs должна снижаться. Однако, как следует из рис. 1, *c* и 2, *a*, эксперимент говорит об обратном — плотность ННК изменяется незначительно и остается значительно выше референсных значений.

Мы связываем такое поведение системы со сменой механизма нуклеации ННК GaAs. В условиях доминирования паразитного роста (формирования 3D-кристаллитов GaAs на поверхности), когда степень покрытия поверхности кристаллитами GaAs достигает 100% (рис. 1, *c*), образование избытка по металлической компоненте и формирование каталитических центров возможно только за счет дополнительного, ничем не скомпенсированного потока атомов Ga, обусловленного продолжающимися процессами сегрегации ионов Ga, внедренных в приповерхностный слой подложки Si на этапе ФИП-модификации. Данное предположение хорошо согласуется с результатами экспериментальных исследований. Во-первых, сегрегационный поток избыточного Ga на поверхность достаточно мал, из-за чего размер формируемых каталитических центров и, как следствие, диаметр растущих ННК относительно малы — в нашем случае диаметр ННК на участке насыщения (рис. 2, *c*) более чем в 2 раза ниже референсных значений (61 нм).

Во-вторых, данный поток должен убывать во времени из-за конечного числа внедренных ионов Ga, как видно из рис. 1, *c*, ННК GaAs имеют выраженную коническую форму и относительно небольшую длину (0.91 мкм). При этом, как следует из зависимостей длины и диаметра ННК, начиная с дозы 1.56 пКл/мкм<sup>2</sup>, размеры нанокристаллов практически перестают зависеть от дозы облучения. В-третьих, поскольку в этом случае формирование капель Ga происходит уже не на поверхности Si(111), а на различных гранях кристаллитов GaAs, ориентированных случайным образом, резко снижается доля ННК GaAs, ориентированных нормально к подложке. Это предположение также подтверждается экспериментально — доля нормально ориентированных ННК при дозах выше 1.56 пКл/мкм<sup>2</sup> не превышает 20%.

#### 4. Заключение

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования показали, что управление различными параметрами ННК методом ФИП возможно посредством варьирования дозы имплантации ионов Ga в подложку Si(111). Выявлено резкое различие между массивами ННК, сформированными на модифицированных и немодифицированных участках подложки Si. Показано, что изменение дозы имплантации ионов Ga в диапазоне значений от 0.052 до 10.4 пКл/мкм<sup>2</sup> позволяет регулировать длину ННК в диапазоне 1–6 мкм, плотность — в диапазоне 0–7.8 шт./мкм<sup>2</sup>, диаметр — в диапазоне 28–95 нм, долю нормально ориентированных ННК — в диапазоне 5–70%. Экспериментально продемонстрирована смена режимов и механизмов формирования каталитических центров и начальной стадии роста ННК GaAs, обусловленная различиями в характере структурных нарушений подложки Si и сегрегации внедренных ионов Ga на поверхности при различных режимах ФИП-модификации. Экспериментально показана возможность формирования существенно отличающихся по геометрическим параметрам массивов ННК GaAs на одном образце в едином технологическом цикле. Также показано, что путем подбора параметров ФИП-модификации можно существенным образом одновременно увеличить плотность и долю нормально ориентированных ННК при неизменном их диаметре и незначительном снижении длины.

#### Финансирование работы

Работа выполнена в Южном федеральном университете при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 19-79-10099 (эпитаксиальный синтез ННК, механизмы каплеобразования и нуклеации) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, государственное задание в области научной деятельности, проект № FENW-2022-0001 (ФИП-модификация, РЭМ, статистический анализ и обработка данных).

**Конфликт интересов**

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

**Список литературы**

- [1] S. Chang, G.J. Lee, Y.M. Song. *Micromachines*, **11** (8), 726 (2020).
- [2] Kenry, K.T. Yong, S.F. Yu. *J. Mater. Sci.*, **47**, 5341 (2012).
- [3] S. Wang, Z. Shan, H. Huang. *Adv. Sci.*, **4**, 1600332 (2017).
- [4] Y. Calahorra, A. Husmann, A. Bourdelain, W. Kim, J. Vukajlovic-Plestina, C. Boughey, Q. J, A. Fontcuberta i Morral, S. Kar-Narayan. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **52**, 294002 (2019).
- [5] M. Ghasemi, E.D. Leshchenko, J. Johansson. *Nanotechnology*, **32**, 072001 (2021).
- [6] B. Fuhrmann, H.S. Leipner, H. Höche, L. Schubert, P. Werner, U. Gösele. *Nano Lett.*, **5** (12), 2524 (2005).
- [7] D. Ren, J. Huh, D.L. Dheeraj, H. Weman, B. Fimland. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 243102 (2016).
- [8] V.G. Dubrovskii, T. Xu, A.D. Álvarez, S.R. Plissard, P. Caroff, F. Glas, B. Grandidier. *Nano Lett.*, **15** (8), 5580 (2015).
- [9] K. Seo, M. Wober, P. Steinvurzel, E. Schonbrun, Y. Dan, T. Ellenbogen, K.B. Crozier. *Nano Lett.*, **11** (4), 1851 (2011).
- [10] S. Plissard, G. Larrieu, X. Wallart, P. Caroff. *Nanotechnology*, **22**, 275602 (2011).
- [11] A.M. Munshi, D.L. Dheeraj, V.T. Fauske, D.C. Kim, J. Huh, J.F. Reinertsen, L. Ahtapodov, K.D. Lee, B. Heidari, A.T.J. van Helvoort, B.O. Fimland, H. Weman. *Nano Lett.*, **14** (2), 960 (2014).
- [12] H. Küpers, A. Tahraoui, R.B. Lewis, S. Rauwerdink, M. Matalla, O. Krüger, F. Bastiman, H. Riechert, L. Geelhaar. *Semicond. Sci. Technol.*, **32**, 115003 (2017).
- [13] A.R. Madaria, M. Yao, C.Y. Chi, N. Huang, C. Lin, R. Li, M.L. Povinelli, P.D. Dapkus, C. Zhou. *Nano Lett.*, **12** (6), 2839 (2012).
- [14] N.F. Za'bah, K.S.K. Kwa, L. Bowen, B. Mendis, A. O'Neill. *J. Appl. Phys.*, **112**, 024309 (2012).
- [15] K. Chen, J.J. He, M.Y. Li, R. Lapiere. *Chinese Phys. Lett.*, **29**, 036105 (2012).
- [16] H.J. Fan, P. Werner, M. Zacharias. *Small*, **2**, 700 (2006).
- [17] M. Heiss, E. Russo-Averchi, A. Dalmau-Mallorquí, G. Tütüncüoğlu, F. Matteini, D. Ruffer, S. Conesa-Boj, O. Demichel, E. Alarcon-Lladó, A. Fontcuberta i Morral. *Nanotechnology*, **25**, 014015 (2014).
- [18] D. Ren, J. Huh, D.L. Dheeraj, H. Weman, B.O. Fimland. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 243102 (2016).
- [19] P. Schroth, M. AlHumaidi, L. Feigl, J. Jakob, A. AlHassan, A. Davtyan, H. Küpers, A. Tahraoui, L. Geelhaar, U. Pietsch, T. Baumbach. *Nano Lett.*, **19** (7), 4263 (2019).
- [20] D. Bahrami, S.M. Mostafavi Kashani, A. AlHassan, A. Davtyan, U. Pietsch. *Nanotechnology*, **31**, 185302 (2020).
- [21] H. Detz, M. Kriz, S. Lancaster, D. MacFarland, M. Schinnerl, T. Zederbauer, A.M. Andrews, W. Schrenk, G. Strasser. *J. Vac. Sci. & Tech. B*, **35**, 011803 (2017).
- [22] M. Hetzel, A. Lugstein, C. Zeiner, T. Wójcik, P. Pongratz, E. Bertagnolli. *Nanotechnology*, **22**, 395601 (2011).
- [23] S. Lancaster, M. Kriz, M. Schinnerl, D. MacFarland, T. Zederbauer, A.M. Andrews, W. Schrenk, G. Strasser, H. Detz. *Microelectron. Eng.*, **177**, 93 (2017).
- [24] S.A. Lisitsyn, S.V. Balakirev, V.I. Avilov, A.S. Kolomyitsev, V.S. Klimin, M.S. Solodovnik, B.G. Konoplev, O.A. Ageev. *Nanotechnologies in Russia*, **13** (1–2), 26 (2018).
- [25] M.M. Eremenko, N.A. Shandyba, N.E. Chernenko, S.V. Balakirev, L.S. Nikitina, M.S. Solodovnik, O.A. Ageev. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2086**, 012027 (2021).
- [26] N.A. Shandyba, N.E. Chernenko, J.Y. Zhityaeva, O.I. Osotova, M.M. Eremenko, S.V. Balakirev, M.S. Solodovnik. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2086**, 012036 (2021).
- [27] I.V. Panchenko, N.A. Shandyba, A.S. Kolomyitsev. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2086**, 012201 (2021).
- [28] M.M. Eremenko, M.S. Solodovnik, S.V. Balakirev, N.E. Chernenko, I.N. Kots, O.A. Ageev. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1695**, 012013 (2020).
- [29] F. Matteini, G. Tütüncüoğlu, H. Potts, F. Jabeen, A. Fontcuberta i Morral. *Cryst. Growth & Design*, **15** (7), 3105 (2015).
- [30] A. Lugstein, B. Basnar, G. Hobler, E. Bertagnolli. *J. Appl. Phys.*, **92**, 4037 (2002).
- [31] C.W. White, S.R. Wilson, B.R. Appleton, F.W. Young, jr. *J. Appl. Phys.*, **51**, 738 (1980).

Редактор Г.А. Оганесян

### Investigation of the influence of the dose of ion-beam treatment of the Si(111) surface on the GaAs nanowires growth processes

N.A. Shandyba, N.E. Chernenko, S.V. Balakirev, M.M. Eremenko, D.V. Kirichenko, M.S. Solodovnik

Institute of Nanotechnologies,  
Electronics and Equipment Engineering,  
Southern Federal University,  
347922 Taganrog, Russia

**Abstract** This paper presents the results of experimental studies of the effect of the Ga ion dose during ion-beam treatment of the Si(111) surface using the focused ion beam technique on the GaAs nanowires epitaxial growth processes. A significant difference is revealed between the parameters of nanowire arrays formed on modified and unmodified areas of the Si substrate in this way. It is shown that changing the Ga ions dose from 0.052 to 10.4 pC/μm<sup>2</sup> during ion-beam treatment makes it possible to form GaAs nanowires arrays with a different set of parameters in a single technological cycle with a high degree of localization. The regularities of the influence of the dose of Ga<sup>+</sup> ions during surface modification on the key characteristics of GaAs nanowires (density, diameter, length, and orientation with respect to the substrate surface) are experimentally established.