Бимодальное распределение по размерам нитевидных нанокристаллов GaAs/AlGaAs с катализатором Pb

© Н.В. Сибирев[1,2], И.В. Штром[1,2,3], И.В. Илькив[1,2,3], Е.В. Убыйвовк[1], И.П. Сошников[2,3,4], Г.Э. Цырлин[1,2,3], В.Г. Дубровский[1]

[1] Санкт-Петербургский государственный университет, 199034 Санкт-Петербург, Россия
[2] Институт аналитического приборостроения Российской академии наук, 198095 Санкт-Петербург, Россия
[3] Алфёровский университет, 194021 Санкт-Петербург, Россия
[4] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: n.sibirev@mail.spbu.ru

Поступила в Редакцию 14 июля 2026 г.
В окончательной редакции 18 сентября 2026 г.
Принята к публикации 21 октября 2026 г.

Исследуется рост нитевидных нанокристаллов GaAs на кремнии по механизму пар–жидкость–кристалл с использованием свинца, который в отличие от других металлических катализаторов хорошо растворяет элемент V группы. В таком случае рост нитевидных нанокристаллов возможен из капель двух сильно отличающихся составов: обогащенного по Ga (Ga–Pb) и обогащенного по As (Pb–As). В работе продемонстрирована возможность одновременного роста нитевидных нанокристаллов из капель разных составов. Нитевидные нанокристаллы, растущие из капель Pb–As, имеют бóльшую длину и степень заострения в сравнении с нитевидными нанокристаллами, растущими из капель Ga–Pb. Это связано с более интенсивной диффузией адатомов Ga по боковым граням нитевидных нанокристаллов в первом случае. Эффект приводит к бимодальному распределению по размерам нитевидных нанокристаллов, детально исследованному в работе.

Ключевые слова: GaAs-нитевидные нанокристаллы, катализатор Pb, механизм роста пар–жидкость–кристалл, бимодальное распределение по размерам.

DOI: 10.61011/FTP.2026.09.64172.10373

1. Введение

Рост полупроводниковых нитевидных нанокристаллов (ННК) арсенидов и фосфидов по механизму пар–жидкость–кристалл (ПЖК) почти всегда осуществляется с использованием катализатора, хорошо растворяющего элемент III группы и плохо — элемент V группы [1–5]. В качестве катализаторов роста ПЖК обычно используют благородные металлы — Au [3–9] и реже Ag [4,5,10], а также металлы III группы (Ga, In) при автокаталитическом росте [4,5,8,9,11,12]. Все эти металлы хорошо растворяют элемент III группы и очень плохо — мышьяк или фосфор, что осложняет возможность получения *n*-типа легирования GaAs ННК кремнием [13,14]. Другим недостатком является существенное размытие гетеропереходов в InGaAs/GaAs или AlGaAs/AlAs ННК за счет эффекта резервуара [1,5,15].

Для решения указанных выше проблем ранее было предложено несколько методов. Первый из них состоит в использовании твердого катализатора при низких температурах роста. В этом случае рост ННК происходит по механизму пар–кристалл–кристалл (ПКК). Растворимость элементов группы III в твердом катализаторе минимальна, поэтому эффект резервуара и огромная разность химических потенциалов атомов Ga и As, приводящая к амфотерному поведению Si [10,16], подавляются. Это позволяет надеяться на получение резких гетерограниц и Si-легирования GaAs *n*-типа. Рост GaAs ННК по механизму ПКК был продемонстрирован, например, в работе [16], однако скорость роста ННК была довольно низкой (~ 0.1 монослоя в секунду (МС/с)). Резкие гетеропереходы в осевых гетероструктурах, основанных на замене атомов группы III, можно также получить при импульсном осаждении. В работе [1] такой подход продемонстрирован на примере гетеропереходов InGaAs/GaAs. Для легирования *n*-типом наиболее очевидное решение — это использование в качестве примеси элемента группы VI, например теллура [17] или селена [18].

Альтернативным решением является ПЖК-рост III–V ННК с каплей катализатора, хорошо растворяющей атомы группы V. В литературе упоминается только один из таких катализаторов — олово [19–21], наша группа начала исследования с другим похожим катализатором — свинцом [22,23]. В настоящей работе исследуется процесс ПЖК-роста и физические свойства гетероструктурных ННК GaAs/AlGaAs со свинцовым (Pb) катализатором. Из бинарных фазовых диаграмм

известно, что Pb хорошо растворяет Ga [24], As [25] и приемлемо — Al [22].

Фазовая диаграмма Ga–Pb [24] содержит зону несмешивания жидкостей с критической температурой $\sim 610\,^{\circ}$C. При температурах менее $500\,^{\circ}$C и бодее $315\,^{\circ}$C расплав распадается на две несмешивающиеся жидкости: бедная галлием — доля галлия $< 10\,\%$ и богатая галлием — доля галлия $> 80\,\%$.

Атомный номер (Z) свинца 82 сильно отличается от атомных номеров галлия — 31 и мышьяка — 33, что делает капли, богатые свинцом, ярко заметными в *Z*-контрасте. Капли, где есть Ga, но нет As, будем называть каплями Ga–Pb. На границе капель, богатых галлием и GaAs ННК, *Z*-контраст почти не виден. Капли, богатые свинцом, могут растворять довольно много мышьяка, тем не менее даже при температуре $500\,^{\circ}$C растворимость мышьяка не достигает $50\,\%$. Эвтектика Pb–As [25] содержит $93\,\%$ свинца. Такие капли имеют яркий *Z*-контраст с телом GaAs ННК. В дальнейшем капли, где есть As, но практически отсутствует Ga, мы будем называть каплями Pb–As.

Ожидается, что легирующие примеси из группы IV будут давать легирование *n*-типа при росте из капли Pb–As, а при росте из Ga–Pb — встраиваться на место As и давать легирование *p*-типа.

2. Ростовые эксперименты

Эксперименты по росту гетероструктурных ННК GaAs/AlGaAs на подложках GaAs(111) и Si(111) с предварительно нанесенным слоем свинца проводились на установке молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) Riber Compact 21, оснащенной эффузионными источниками Ga, Al и As. Для удаления дефектно-окисного слоя подложки подвергали обработке в слабом растворе плавиковой кислоты [22,26]. Напыление пленки свинца толщиной ~ 10 нм осуществлялось методом вакуумного осаждения на установке Auto500 (Boc Edwards) с безмасляной откачкой, при остаточном вакууме не хуже $5 \cdot 10^{-6}$ Торр и температуре столика образцов $\sim 80\,^{\circ}$C. Толщина осажденного слоя контролировалась оптическим измерителем с точностью не хуже $10\,\%$. Чистота свинца была не хуже $99.99\,\%$.

Далее подложки переносили в ростовую камеру установки МПЭ и нагревали до ростовой температуры $410\,^{\circ}$C. Поток As включался при температуре $310\,^{\circ}$C. После стабилизации температуры подложки открывались заслонки и начинался рост ННК. Поток Ga соответствовал скорости роста планарного слоя GaAs, равной 0.7 МС/с. Атомарный поток As в 10 раз превосходил поток Ga. Время роста бинарных ННК GaAs составляло 10 мин. Далее открывался источник Al и в течение 2 мин выращивался слой тройного состава AlGaAs при соотношении газовых потоков Al/Ga = 3/7. Поток Al соответствовал скорости роста планарного слоя AlAs, равной 0.3 МС/с.

Исследования морфологии поверхности образцов проводились на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Supra 25 C.Zeiss, оборудованном приставкой рентгеноструктурного микроанализа Ultim (Oxford Instruments inc.) и Zeiss Supra 40VP C.Zeiss. Для контроля кристаллической фазы ННК, состава ННК проводились исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Zeiss Libra 200FE, оснащенном энергодисперсионным рентгеновским детектором X-Max (EDX). Образцы для ПЭМ получали путем нанесения ННК на сетки [22]. ННК, как правило, имели кристаллическую фазу вюрцита с небольшим количеством двойников.

Оптические свойства исследовались методом фотолюминесценции (ФЛ) на установке V-16, оснащенной двойным монохроматором, гелиевым криостатом замкнутого цикла и ФЭУ Hamamatsu R298.

3. Результаты морфологических исследований

Типичные РЭМ-изображения AlGaAs ННК представлены на рис. 1 и 2. Видно, что большая часть ННК имеет коническую форму с заостренной вершиной. Рост AlGaAs ННК оказался не эпитаксиальным в отличие от бинарных GaAs ННК [26], рост которых был эпитаксиальным при той же температуре поверхности $410\,^{\circ}$C. Следовательно, эффект связан с влиянием Al. Его детальное исследование будет представлено в отдельном сообщении.

На рис. 3 представлено распределение ННК по двум размерам — диаметру основания конуса D и высоте H. Видно, что наблюдается два пика распределения, соответствующие коротким и длинным ННК. Наиболее представленные длинные ННК имеют диаметр 35 нм, высоту 380 нм, а наиболее часто встречающиеся короткие ННК имеют диаметр 50 нм и высоту 240 нм.

На рис. 4 представлено распределение ННК по аспектному отношению высоты конуса и диаметра основания конуса H/D, на котором отчетливо видны два максимума вблизи точек 4.5 и 9.5 и минимум вблизи точки ~ 7. Это позволило разделить ННК на рис. 3 и 4 на короткие (аспектное отношение < 7) и длинные (аспектное отношение > 7). Среднее и медианное значение аспектного отношения для коротких ННК равно 4.78 и 4.72 соответственно, для длинных ННК равно 9.41 и 9.21 соответственно. Скорее всего, ННК с промежуточными аспектными отношениями 6–7 во время роста имели капли, соответствующие несмешивающимся жидкостям — обогащенной Pb и обогащенной Ga. В данном рассмотрении мы относим такие ННК к Pb–As, так как при наблюдении с *Z*-контрастом они выглядят точно так же, как в случае тонких ННК.

Ранее в работах [22,23] нами было показано, что при ПЖК-росте GaAs ННК с катализатором Pb капли могут иметь два разных состава в одном росто-

вом процессе МПЭ. Два состава катализаторов ранее наблюдались и при ПЖК-росте ННК с оловянным катализатором [21,26,27]. В работах [22,26–28] капли разного состава наблюдались одновременно. В работе [28] было показано, что при ПЖК-росте GaAs ННК с Au-катализатором возможны два режима. При концентрации Au в капле Au–Ga более 50% GaAs ННК формируются в фазе вюрцита, а при концентрации Au менее 25% — в фазе сфалерита. Обычно наличие двух составов ННК не обсуждалось в контексте их формы, единственная статья, где на это явно обратили внимание, это рост CdS ННК с Sn-катализатором [27].

Мы предполагаем, что ННК с большим аспектным отношением формируются из капель Pb–As, а с малым — из капель Ga–Pb. Это косвенно подтверждается ПЭМ-изображениями ННК с Z-контрастом и EDX-измерениями состава крупных капель на вершине ННК.

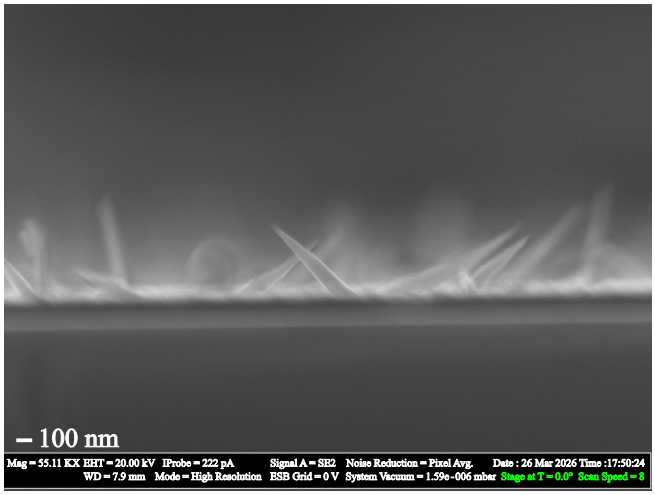


Рис. 1. РЭМ-изображение ансамбля AlGaAs ННК — вид сбоку.



Рис. 2. РЭМ-изображение ансамбля AlGaAs ННК — вид сверху.

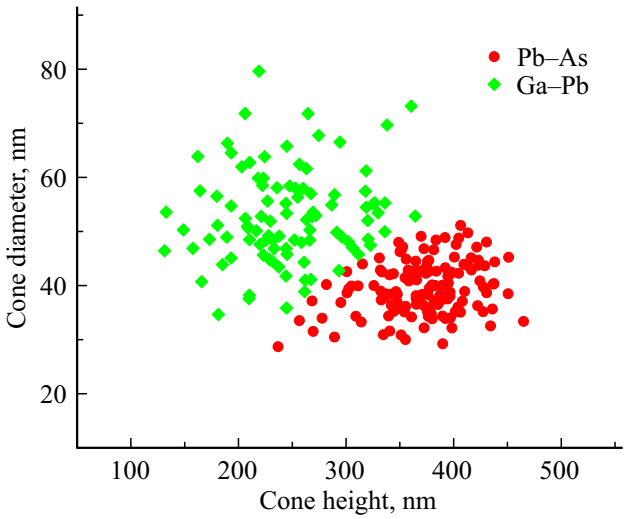


Рис. 3. Гистограмма распределений ННК, выращенных методом ПЖК из капель свинца, по диаметру основания конуса D и высоте H. Зеленые ромбы и красные кружки соответствуют коротким (Ga–Pb) и длинным (Pb–As) ННК соответственно.

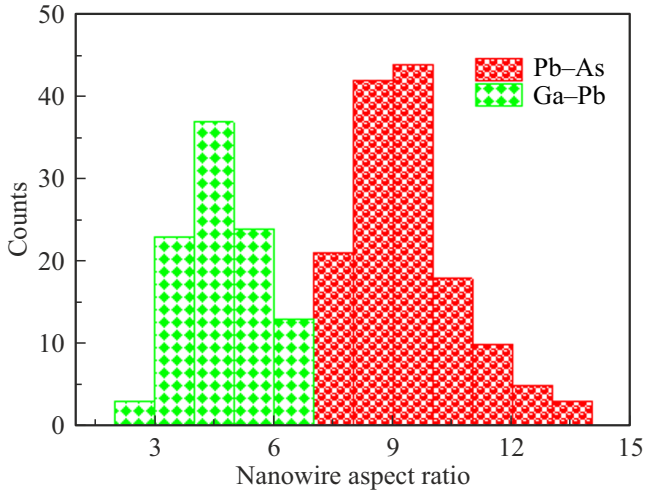


Рис. 4. Распределение ННК по аспектному соотношению конуса H/D. Зеленые ромбы и красные кружки соответствуют коротким (Ga–Pb) и длинным (Pb–As) ННК, имеющим максимумы распределений вблизи 4.5 и 9.5 соответственно.

Состав большинства капель определить затруднительно из-за малого размера. Это обосновывается в рамках изложенной далее теоретической модели.

4. Теоретическая модель

Расплав Ga–Pb при используемой в работе температуре роста 410 °C распадается на две несмешивающиеся жидкости: обогащенную по Ga (10–15% Pb) и по Pb (< 5% Ga) [29]. Растворимость As в жидкой капле чистого Pb при 410 °C составляет ~ 30%, а в капле чистого Ga — пренебрежимо мала. Следовательно,

концентрация Pb в капле Pb–As составляет $\sim 70\,\%$, а As — 30 %, с пренебрежимо малой концентрацией Ga. Напротив, капля Ga–Pb содержит более 80 % Ga и менее 20 % Pb, а концентрация As в ней пренебрежимо мала.

Поток As в ростовых экспериментах включался раньше Ga, поэтому отжиг и формирование капель происходило под потоком As. Естественно ожидать, что капли после отжига преимущественно были Pb–As. Они имели разный диаметр в связи со случайным характером их зарождения и роста. Капли большего размера сразу же насыщались As и давали начало росту длинных ННК с каплей Pb–As на вершине.

Эволюция маленьких капель была сложнее и зависела от диффузионного потока адатомов Ga с поверхности подложки. Из рис. 1 видно, что толщина буферного слоя составляет ~ 140 нм, при общем количестве осажденного материала 160 нм. Следовательно, на рост ННК расходовалось только 1/8 поступающих атомов группы III. Из рис. 2 видно, что плотность полученных ННК была довольно малой. Статистический анализ РЭМ-изображений дает значение ~ 1 ННК на $2\,\text{мкм}^2$. Радиус питающей области, откуда диффузионный поток Ga достигает основания ННК, составляет ~ 800 нм [3,30]. Это значение заметно больше диаметра основания самых широких ННК (см. гистограмму распределения на рис. 3). Следовательно, диффузионный поток Ga с подложки в каплю на начальном этапе слабо зависел от радиуса капли [3,4,30]. Поток As в каплю прямо пропорционален площади ее поверхности (D^2). В случае капель малого диаметра газовый поток As не мог компенсировать диффузионный поток адатомов Ga, в результате чего маленькие капли Pb–As быстро израсходовали весь As и насытились Ga.

Разный химический состав капель подразумевает разный диффузионный поток Ga в капли. Увеличение содержания Ga в капле приводит к увеличению обратного потока из капли на боковые стенки. Поэтому естественно ожидать, что диффузионный поток имеет большее значение для ННК, растущих из Pb–As-капель, чем для ННК, растущих из Ga–Pb-капель, и тем более автокаталитических ННК. Для начала надо понять, какую форму имеют ННК, выросшие из капель каждого типа. Естественно считать, что наиболее представленные тонкие ННК соответствуют Pb–As-каплям: $H_{\text{Pb–As}} = 380$ нм, $D_{\text{Pb–As}} = 35$ нм, а наиболее представленные толстые ННК — Ga–Pb-каплям: $H_{\text{Ga–Pb}} = 240$ нм, $D_{\text{Ga–Pb}} = 50$ нм. Диффузионный поток в автокаталитических ННК будет самым слабым, поэтому эти ННК должны быть самыми толстыми. Для их оценки мы усреднили данные тех ННК, которые составляют верхнюю огибающих измеренных ННК, фактически четыре самых толстых $H_{\text{Ga}} = 200$ нм, $D_{\text{Ga}} = 70$ нм. Это позволяет оценить скорость роста ННК каждого типа, разделив высоту на время роста. $dH_{\text{Ga}}/dt = 0.28$ нм/с, $dH_{\text{Ga–Pb}}/dt = 0.33$ нм/с и $dH_{\text{Pb–As}}/dt = 0.53$ нм/с.

Проще всего оценить диффузионный поток на ННК из материального баланса. Общее количество материала, израсходованного на рост ННК, равно материалу, поступившему с диффузией, и материалу, поступившему из газовой среды. А именно диффузионный поток на ННК — это увеличение объема ННК за вычетом прямого поступления материала в каплю. Такой метод оценки не зависит от конкретного механизма роста ННК.

Диффузионный поток на вершину ННК пропорционален периметру, а адсорбционный — площади поверхности капли. Поэтому наличие существенного диффузионного потока приводит к монотонно убывающей зависимости длины ННК от диаметра, чаще всего обратно пропорциональной [4]. Обычно диффузионный поток характеризуют через так называемую „эффективную диффузионную длину“ адатомов Ga. Важно отметить, что „эффективная диффузионная длина“ определяется процессами диффузии и встраивания в боковую стенку ННК. Поэтому ее значение отличается от того, что обычно называют диффузионной длиной.

В данной работе мы воспользуемся простейшей формулой, описывающей такой рост [12]. Для каждого типа капель можно найти свою эффективную диффузионную длину по формуле

$$\lambda_i = R_i \frac{\pi}{2\nu \sin(\alpha)} \left(\frac{dH_i}{dt} - \chi\nu \right). \qquad (1)$$

Здесь R_i — радиус ННК каждого типа, $i = \text{Ga}$, Ga–Pb, Pb–As; $\nu = 0.2$ нм/с — скорость осаждения Ga; $\alpha = 30^\circ$ — угол падения потока Ga; dH_i/dt — скорости вертикального роста ННК с каплей заданного состава; χ — геометрический фактор, примерно равный единице в нашей геометрии роста. Для расчетов использовалось значение $\chi = 1.15$, предполагается, что радиус капли катализатора во время роста был несколько больше радиуса ННК. Аккуратный метод расчета χ приводится в работе [31]. Конкретно в нашем случае он плохо применим, требуется дополнительное исследование — какой именно был контактный угол капли катализатора на вершине ННК во время роста, к тому же рост ННК был не эпитаксиальным. Соответственно, формула (1) дает значения диффузионных длин адатомов Ga на боковых поверхностях ННК с различными каплями на вершине: $\lambda_{\text{Ga}} = 28$ нм, $\lambda_{\text{Ga–Pb}} = 40$ нм и $\chi_{\text{Pb–As}} = 83$ нм. Полученные результаты укладываются в типичные значения диффузии адатомов Ga [3,5]. Систематическая погрешность полученных эффективных диффузионных длин довольно велика: выбор формы ННК — конус, призма, усеченный конус, усеченная призма; ориентация ННК относительно падающего потока; контактный угол капли. Последний фактор на наших ПЭМ- и РЭМ-изображениях ННК был совершенно не заметен, но полностью исключать ситуацию, как в статье [27], нельзя. При росте CdS ННК с оловянным катализатором отношение радиуса капли и радиуса ННК отличалось более чем втрое для разных ННК [27], что приводит к

изменению прямого потока в каплю на порядок. В целом эти факторы для не эпитаксиально ориентированных ННК могут легко изменить оценку почти втрое. Тем не менее для сравнения потоков в разные ННК этот метод выглядит довольно корректно, случайная погрешность, связанная с разбросом ННК по длине и диаметру, не очень велика. Таким образом, диффузионный поток в каплю Pb–As более чем вдвое превосходит поток в каплю Ga–Pb того же радиуса.

5. Результаты оптических исследований

Наши первые спектроскопические исследования бинарных ННК GaAs, выращенных с катализатором Pb [22,23], не увенчались успехом. Из-за присутствия большого количества центров безызлучательной рекомбинации на поверхности ННК GaAs сигнал ФЛ от них не наблюдался. В данной работе исследовались ННК GaAs с пассивирующим слоем AlGaAs, наличие которого обеспечивало отсутствие поверхностных эффектов в излучении от ННК GaAs. Результаты исследований методом ФЛ в двух разных областях ансамбля ННК GaAs/AlGaAs представлены на рис. 5. В обоих случаях наблюдается широкая полоса ФЛ, которую стандартные методы предлагают разложить на гауссовы компоненты с максимумами вблизи 816, 821 и 830 нм. Коротковолновый максимум (816 нм) соответствует экситонной ФЛ в GaAs, отличающейся от ширины запрещенной зоны GaAs на энергию связи экситона. В точке *1* преобладает по интенсивности полоса ФЛ с максимумом на длине волны 821 нм, а в точке *2* — с максимумом на длине волны 830 нм. Полосу с максимумом 830 нм в ННК GaAs, как правило, ассоциируют с акцепторной примесью. Полосу ФЛ с максимумом 821 нм мы связываем с донорной примесью. В ННК, выросших из Ga–Pb, Pb встраивался преимущественно на место As и давал больший вклад в полосу ФЛ акцепторной примеси (830 нм). В ННК, выросших из Pb–As, Pb встраивался преимущественно на место Ga, создавая большее количество доноров (821 нм). Таким образом, ННК с большим аспектным отношением, выросшие из капель Pb–As, были преимущественно легированы *n*-типом. ННК с малым аспектным соотношение, выросшие из капель Ga–Pb, были, напротив, преимущественно легированы *p*-типом, что и объясняет наблюдаемое различие в их спектрах ФЛ.

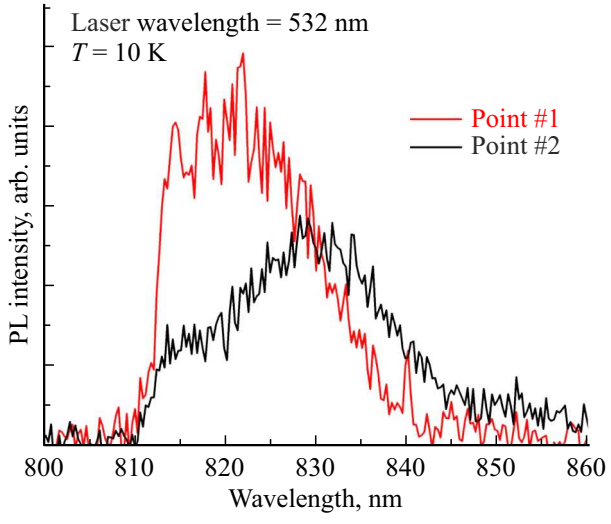


Рис. 5. Спектры ФЛ, полученные в двух разных точках ансамбля ННК GaAs/AlGaAs (Point # 1 и Point # 2).

6. Заключение

В работе исследованы особенности роста ННК GaAs/AlGaAs методом МПЭ по механизму ПЖК с катализатором Pb при температуре 410 °C. Показано, что возможен одновременный рост ННК с двумя разными по составу каплями — Ga–Pb и Pb–As. Проведенные оптические исследования позволяют предположить, что в бинарных ННК GaAs, выращенных из капель Pb–As на начальном этапе роста, Pb дает слабое легирование *n*-типа, а в GaAs ННК, выращенных из капель Ga–Pb, — слабое легирование *p*-типа. Показано, что диффузионный поток Ga в капли Pb–As примерно вдвое больше, чем в капли Ga–Pb, что приводит к почти двукратной разнице в скорости вертикального роста. В соответствии с этим наблюдается бимодальное распределение по размерам или аспектному отношению ННК.

Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов Российского научного фонда и Санкт-Петербургского научного фонда № 26-12-20010, https://rscf.ru/project/26-12-20010. РЭМ-исследования выполнены в МРЦ по направлению „Нанотехнологии“ научного парка СПбГУ.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] K.A. Dick, J. Bolinsson, B.M. Borg, J. Johansson. Nano Lett., **12**, 3200 (2012). https://doi.org/10.1021/nl301185x
[2] Е.И. Гиваргизов. *Рост нитевидных и пластинчатых кристаллов пара* (М., Наука, 1971).
[3] В.Г. Дубровский, Г.Э. Цырлин, В.М. Устинов. ФТП, **43**, 1585 (2009). https://doi.org/10.1134/S106378260912001X
[4] V.G. Dubrovskii, F. Glas. *Fundamental Properties of Semiconductor Nanowires* (Springer, Singapore, 2020). https://doi.org/10.1007/978-981-15-9050-4
[5] V.G. Dubrovskii. *Nucleation Theory and Growth of Nanostructures* (Berlin–Heidelberg, Springer, 2014). https://doi.org/10.1007/978-3-642-39660-1

[6] А.А. Чернов, Е.И. Гиваргизов, Х.С. Багдасаров, В.А. Кузнецов, Л.Н. Демьянец, А.Н. Лобачев. (*Современная кристаллография*. Т. 3. *Образование кристаллов* (М., Наука, 1980).
[7] M. Yazawa, M. Koguchi, K. Hiruma. Appl. Phys. Lett., **58**, 1080 (1991). https://doi.org/10.1063/1.104377
[8] N.P. Dasgupta, J. Sun, C. Liu, S. Brittman, S.C. Andrews, J. Lim, H. Gao, R. Yan, P. Yang. Adv. Mater., **26**, 2137 (2014). https://doi.org/10.1002/adma.201305929
[9] V.G. Dubrovskii, N.V. Sibirev, G.E. Cirlin, J.C. Harmand, V.M. Ustinov. Phys. Rev. E, **73**, 021603 (2006). https://doi.org/10.1103/PhysRevE.73.021603.
[10] E.K. Mårtensson, A.M. Whiticar, M. de la Mata, R.R. Zamani, J. Johansson, J. Nygård, K.A. Dick, J. Bolinsson. Cryst. Growth Des., **18**, 6702 (2018). https://doi.org/10.1021/acs.cgd.8b00949
[11] В.В. Мамутин. Письма ЖТФ, **25**, 55 (1999).
[12] V.G. Dubrovskii, T. Xu, A.D. Álvarez, S.R. Plissard, P. Caroff, F. Glas, B. Grandidier. Nano Lett., **15**, 5580 (2015). https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.5b02226.
[13] V.G. Dubrovskii, H. Hijazi. Phys. Status Solidi (PRL) — Rapid Res. Lett., **14**, 2000129 (2020). https://doi.org/10.1002/pssr.202000129
[14] H. Hijazi, G. Monier, E. Gil, A. Trassoudaine, C. Bougerol, C. Leroux, D. Castellucci, C. Robert-Goumet, P.E. Hoggan, Y. André, N. Isik Goktas, R.R. Lapierre, V.G. Dubrovskii. Nano Lett., **19**, 4498 (2019). https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.9b01308
[15] J.D. Christesen, C.W. Pinion, X. Zhang, J.R. Mcbride, J.F. Cahoon. ACS Nano, **8**, 11790 (2014). https://doi.org/10.1021/nn505404y
[16] C.B. Maliakkal, M. Tornberg, D. Jacobsson, S. Lehmann, K.A. Dick. Nanoscale Adv., **3**, 5928 (2021). https://doi.org/10.1039/d1na00345c
[17] S. Suomalainen, T.V. Hakkarainen, T. Salminen, R. Koskinen, M. Honkanen, E. Luna, M. Guina. Appl. Phys. Lett., **107**, 1 (2015). https://doi.org/10.1063/1.4926494
[18] L. Viti, M.S. Vitiello, D. Ercolani, L. Sorba, A. Tredicucci. Nanoscale Res. Lett., **7**, 1 (2012). https://doi.org/10.1186/1556-276X-7-159
[19] R. Sun, D. Jacobsson, I.-J. Chen, M. Nilsson, C. Thelander, S. Lehmann, K.A. Dick. Nano Lett., **15**, 3757 (2015). https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.5b00276
[20] S. Lee, W. Wen, Q. Cheek, S. Maldonado. J. Cryst. Growth, **482**, 36 (2018). https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2017.10.021
[21] R. Sun, N. Vainorius, D. Jacobsson, M.E. Pistol, S. Lehmann, K.A. Dick. Nanotechnology, **27**, 215603 (8pp) (2016). https://doi.org/10.1088/0957-4484/27/21/215603
[22] I.V. Shtrom, N.V. Sibirev, I.P. Soshnikov, I.V. Ilkiv, E.V. Ubyivovk, R.R. Reznik, G.E. Cirlin. Nanomaterials, **14**, 1860 (2024). https://doi.org/10.3390/nano14231860
[23] N.V. Sibirev, I.V. Ilkiv, E.V. Ubiyvovk, I.V. Shtrom, I.P. Soshnikov, R.R. Reznik, V.V. Bryukhanova, G.E. Cirlin. St. Petersburg State Polytech. Univ. J. Phys. and Math., **18**, 62 (2025). https://doi.org/10.18721/JPM.184.110
[24] I. Ansara, F. Ajersch. J. Phase Equilibria, **12**, 73 (1991). https://doi.org/10.1007/BF02663678
[25] Д.М. Сулейманов, А.Н. Мамедов, А.А. Кулиев. Изв. вузов. Химия и хим. технология, **17**, 365 (1974).
[26] N.V. Sibirev, I.P. Soshnikov, I.V. Ilkiv, E.V. Ubyivovk, G.E. Cirlin, I.V Shtrom. Nanomaterials, **15**, 1 (2025). https://doi.org/10.3390/nano15211664
[27] M.S. Song, Y. Kim. J. Phys. Chem. C, **118**, 5988 (2014). https://doi.org/10.1021/jp500696r
[28] M. Soda, A. Rudolph, D. Schuh, J. Zweck, D. Bougeard, E. Reiger. Phys. Rev. B, **85**, 1 (2012). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.85.245450
[29] Y. Plevachuk, V. Filippov, V. Kononenko, P. Popel, A. Rjabina, V. Sidorov, V. Sklyarchuk. Zeitschrift Fuer Met. Res. Adv. Tech., **94**, 1034 (2003). https://doi.org/10.3139/146.031034
[30] Н.В. Сибирев, В.Г. Дубровский, Е.Б. Аршанский, Г.Э. Цырлин, Ю.Б. Самсоненко, В.М. Устинов. ЖТФ, **79**, 2 (2009). https://doi.org/10.1134/S1063784209040227
[31] F. Glas. Phys. Status Solidi Basic Res., **247**, 254 (2010). https://doi.org/10.1002/pssb.200945456

Редактор Г.А. Оганесян

Bimodal size distribution of GaAs/AlGaAs nanowires grown with Pb catalyst

N.V. Sibirev[1,2], *I.V. Shtrom*[1,2,3], *I.V. Ilkiv*[1,2,3], *E.V. Ubyivovk*[1], *I.P. Soshnikov*[2,3,4], *G.E. Cirlin*[1,2,3], *V.G. Dubrovskii*[1]

[1] St. Petersburg State University, 199034 St. Petersburg, Russia
[2] Institute for Analytical Instrumentation, 198095 St. Petersburg, Russia
[3] Alferov University, 194021 St. Petersburg, Russia
[4] Ioffe Institute, 194021 St. Petersburg, Russia

Abstract The growth of GaAs nanowires on silicon via the vapor-liquid-solid mechanism using lead catalyst is studied. Unlike typically used catalysts, lead dissolves well the element of group V. In this case, nanowire growth is possible from droplets of two different compositions. The droplet could be poor in As and enriched with Ga (Ga−Pb), or poor in Ga and enriched in As (Pb−As). The paper demonstrates the possibility of simultaneous growth of nanowires from droplets with both compositions. Nanowires grown from Pb−As droplets are longer, and the degree of sharpness is greater, than those grown from Ga−Pb droplets, due to more intense diffusion of Ga atoms along the nanowire sidewalls. This leads to a bimodal distribution of sizes of nanowires, which is studied in detail in this work.