

УДК 538.911

РОЛЬ РЕАДСОРБЦИИ В ФОРМИРОВАНИИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ НАНОПРОВОЛОК $A^{III}B^V$ ПРИ САМОКАТАЛИТИЧЕСКОМ РОСТЕ

© 2020 г. А. Г. Настовьяк^{a, *}, А. Г. Усенкова^b, Н. Л. Шварц^{a, b}, И. Г. Неизвестный^{a, b}

^aИнститут физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО Российской АН,
Пр. ак. Лаврентьева, 13, г. Новосибирск, 630090 Россия

^bНовосибирский государственный технический университет, пр. Пр. К. Маркса, 20,
г. Новосибирск, 630073 Россия

*E-mail: alla@isp.nsc.ru

Поступила в редакцию 28.08.2019 г.

После доработки 23.09.2019 г.

Принята к публикации 22.11.2019 г.

С помощью моделирования методом Монте-Карло исследовано влияние реадсорбции на скорость роста и морфологию нанопроволок $A^{III}B^V$. Продemonстрировано, что реадсорбция мышьяка приводит к увеличению скорости роста и преждевременному поглощению капли-затравки. Реадсорбция атомов металла приводит к некоторому замедлению аксиального роста, но продлевает рост, так как предотвращает исчезновение капли после того, как длина нанопроволоки достигнет длины диффузии атомов металла по боковым стенкам проволоки. Продemonстрировано, что увеличить длину диффузии элементов III группы по боковым стенкам нанопроволоки можно с помощью импульсного режима роста.

Ключевые слова: нанопроволоки, полупроводники, $A^{III}B^V$, МЛЭ, моделирование, Монте-Карло

DOI: 10.31857/S0544126920030047

ВВЕДЕНИЕ

Полупроводниковые нанопроволоки (НП) из материалов $A^{III}B^V$ могут использоваться в качестве базовых элементов различных оптоэлектронных устройств: лазеров, светодиодов, солнечных элементов [1–3]. Электрические и оптические свойства нанопроволок во многом определяются их геометрическими параметрами, поэтому контролируемый рост НП с заданной морфологией является актуальной проблемой нанотехнологий. Ключевой технологией для создания НП является рост из металлических капель катализатора по механизму пар-жидкость-кристалл (ПЖК). В последние годы НП $A^{III}B^V$ получают методом самокаталитического роста, когда в качестве катализатора используется металл III группы [4–11]. Важным преимуществом самокаталитического роста является отсутствие посторонних примесей в растущей нанопроволоке [12], а недостатками — узкий диапазон ростовых условий, в которых возможен рост [11], и преждевременное исчезновение капли-затравки. Главным условием устойчивости самокаталитического роста является постоянство размера капли на вершине НП и контактного угла

между каплей и НП [13]. Изменение диаметра капли в процессе роста неизбежно влечет за собой неоднородность диаметра растущего кристалла вдоль оси роста.

Для ряда приборных приложений требуется создание массива вертикальных нанопроволок с большой плотностью. В работах [5, 14, 15] отмечалось, что в таких массивах НП важную роль играет эффект реадсорбции. Влияние реадсорбции мышьяка на характеристики самокаталитического роста НП GaAs было рассмотрено в [6], а реадсорбции Ga в [5].

Рост НП $A^{III}B^V$ изучался с помощью ряда аналитических моделей [16–18], что позволило понять некоторые аспекты самокаталитического роста. Однако механизм роста нитевидных нанокристаллов включает в себя много сложных процессов, не все из которых могут быть описаны аналитическими моделями [17]. Динамику самокаталитического роста сложно описать в рамках единой аналитической модели, так как, кроме поверхностной диффузии, ростовой процесс включает переотражение материала с подложки и боковых стенок НП. Роль переотражения возрастает для близко расположенных нанопроволок с большим диаметром и высотой.

Одним из наиболее подходящих методов для выяснения кинетики и деталей роста нанопрово-

Сокращения: НП — нанопроволоки; ПЖК — пар-жидкость-кристалл; МК — Монте-Карло.

лок является моделирование методом Монте-Карло (МК) [19–22]. В настоящей работе с помощью моделирования методом Монте-Карло исследованы особенности самокаталитического роста III–V нанопроволок по механизму ПЖК. Изучено влияние реадсорбции компонентов на процесс роста, рассмотрена возможность предотвратить преждевременное исчезновение металлической капли с помощью импульсного режима МЛЭ.

МОНТЕ-КАРЛО МОДЕЛЬ

Моделирование проводилось в программном комплексе SilSim3D на базе решеточной Монте-Карло модели [23]. Модельная подложка представляла собой полубесконечный кристалл с решеткой цинковой обмотки. В латеральных направлениях применялись циклические граничные условия. Реализация жидкой фазы в решеточной модели описана в работе [24]. Возможные элементарные события в модели – акты диффузии, адсорбции, десорбции и химической реакции. Вероятность каждого события задается его энергией активации E_a в соответствии с формулой:

$$P = A \exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right),$$

где A – предэкспоненциальный фактор (с^{-1}), k_B – постоянная Больцмана (эВ/К), T – температура (К). Подробности МК модели и выбора значений энергий активации основных элементарных событий системы можно найти в [22, 25, 26]. Для моделирования роста НП $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ была рассмотрена 5-ти компонентная система: As_2 , As , Me(s) , Me(l) и Me – мышьяк в молекулярной и атомарной формах, металл (In или Ga) в твердой и жидкой фазах и материал пленки-маски. Молекулы мышьяка и атомы металла осаждались в произвольное место поверхности и диффундировали по ней. На подложке часть молекул As_2 диссоциировала на два атома в результате обратимой реакции $\text{As} + \text{As} \leftrightarrow \text{As}_2$, а остальные молекулы диффундировали вдоль поверхности и могли испариться. Процессы в газовой фазе не рассматривались. Атомы мышьяка, достигшие капли, растворялись в ней и, благодаря градиенту концентрации, диффундировали к границе раздела жидкость-кристалл и кристаллизовались там с образованием монослоя GaAs/InAs . Учитывалась разная летучесть мышьяка и галлия/индия, высокая подвижность молекул мышьяка на поверхности и растворимость мышьяка в жидком металле. Предполагалось, что мышьяк испаряется только в молекулярном виде, а металл может испаряться как из твердого, так и жидкого состояния. Растворение мышьяка в капле и диффузия сквозь нее в модели имитировались с помощью единой реакции: $\text{As} + \text{Me(l)} \rightarrow \text{Me(l)} + \text{As}$. Различие между этими процессами определялось окружением реаген-

тов этой реакции [26]. Основные элементарные процессы, учитываемые в модели, показаны на рис. 1.

При циклических граничных условиях одна капля металла в модельной системе эквивалентна массиву одинаковых капель. Атомы металла осаждались перпендикулярно подложке, а молекулы мышьяка направлялись либо под произвольными углами, либо перпендикулярно подложке, в зависимости от решаемой задачи. Испарение частиц происходило под произвольным углом. Предполагалось, что поступающие в систему атомы A^{III} и молекулы мышьяка слабо взаимодействуют с пленкой, то есть энергии связи атомов металла и As_2 с пленкой очень малы. В соответствии с общепринятыми представлениями о самокаталитическом росте [6] поступление мышьяка в каплю происходило по адсорбционному механизму (непосредственно из потока), а индия/галлия – по адсорбционному и диффузионному механизму (за счет диффузионного сбора с подложки). Для этого барьер для десорбции молекулярного мышьяка с поверхности пленки был выбран близким к нулю, что приводило к испарению As_2 с пленки, и отсутствию диффузионного сбора молекул мышьяка с подложки. Моделирование проводилось с учетом реадсорбции атомов металла и мышьяка и без него.

Ниже представлены результаты моделирования самокаталитического роста нанопроволок $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ на примере НП InAs и GaAs . Энергии активации растворения In и Ga в жидкой капле и кристаллизации на границе раздела жидкость-кристалл выбирались на основе согласования расчетных и экспериментальных данных по растворимости InAs/GaAs в жидком In/Ga в термодинамически равновесных условиях [22].

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

Исходная подложка представляла собой кристаллическую подложку InAs/GaAs (111)В размером 42.8×37.1 нм, покрытую маской-пленкой со сквозными отверстиями, в центре которых находились капли In/Ga диаметром 6 нм. Моделирование роста НП InAs проводилось при $T = 800$ К и различных значениях потоков $F_{\text{In}} = 0.2\text{--}0.7$ МС/с и $F_{\text{As}_2} = 0.05\text{--}0.5$ МС/с, а НП GaAs при $T = 900$ К, $F_{\text{Ga}} = 0.6$ МС/с и $F_{\text{As}_2} = 0.4$ МС/с. Мы исследовали кинетику роста НП $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и влияние реадсорбции на морфологию и скорость роста НП. На рис. 2а показана зависимость длины нанопроволоки InAs от времени $L(t)$. Зависимость $L(t)$ можно разделить на три временных участка. Первый интервал (I) соответствует инкубационному периоду (окончательное формирование капли и границы раздела жидкость-кристалл), второй интервал (II) – стабильному росту с практически постоянной скоро-

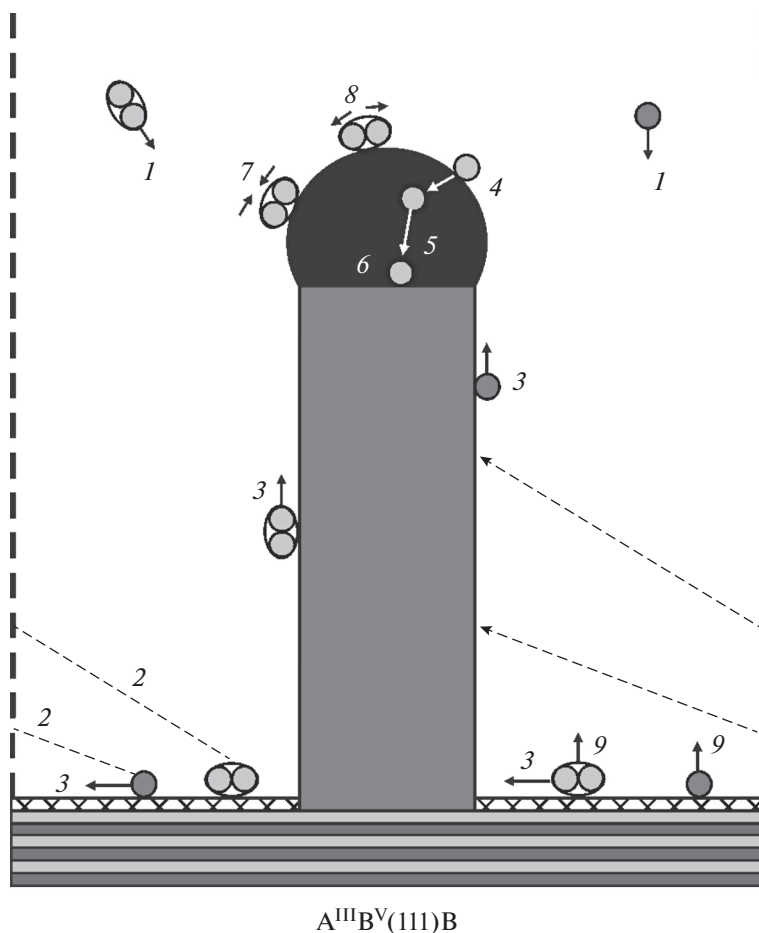


Рис. 1. Схема модельной системы и рассматриваемые в ней процессы: 1 — адсорбция As_2 и Me(s) , 2 — реадсорбция атомов Me и молекул As_2 , 3 — диффузия, 4 — растворение мышьяка в капле, 5 — диффузия мышьяка в капле, 6 — кристаллизация на границе раздела жидкость-кристалл, 7 — образование молекулы As_2 , 8 — диссоциация молекулы As_2 , 9 — десорбция; черным цветом обозначен Me(l) , темно-серым — Me(s) , светло-серым — мышьяк, белым со штриховкой — материал пленки-маски.

стью и третий интервал (III) — возрастающей скорости роста. На рис. 2б показано изображение НП InAs , соответствующее концу временного интервала (II). В течение интервала (III) размер капли индия постепенно уменьшается, так как при длительном росте сокращается диффузионный приток In в каплю — часть атомов In встраивается в боковые стенки растущей нанопроволоки. При осаждении мышьяка на подложку под произвольными углами появляется диффузионная составляющая роста. Диффузионный режим роста характеризуется убывающей зависимостью скорости роста от диаметра капли [27, 28]. Поэтому уменьшение размера капли в интервале (III) сопровождается возрастанием скорости роста.

На рис. 3 показано, как меняется длина НП InAs в зависимости от времени для трех случаев: 1 — с учетом реадсорбции As_2 и In , 2 — с реадсорбцией In и без реадсорбции As_2 , 3 — без учета реадсорбции As_2 и In . Рeadсорбция мышьяка существенно увели-

чивает скорость роста НП и приводит к преждевременному поглощению капли-затравки. Рeadсорбция индия приводит к некоторому замедлению роста, но продлевает рост, так как предотвращает исчезновение капли при длине нанопроволоки, превышающей длину диффузии атомов индия по боковым стенкам НП. Влияние реадсорбции на скорость аксиального роста наглядно проиллюстрировано на рис. 4 на примере НП GaAs . На рис. 4а приведено сечение модельной подложки, которая использовалась в качестве исходной для дальнейших расчетов — это нанопроволока GaAs , полученная в течение первых 20 с ростового процесса. Продолжение роста моделировалось для двух случаев: с учетом реадсорбции компонентов системы (рис. 4б) и без него (рис. 4в). Видно, что в условиях реадсорбции скорость как радиального, так и аксиального роста выше. Это связано с тем, что реадсорбция эквивалентна эффективному увеличению осаждаемого потока.

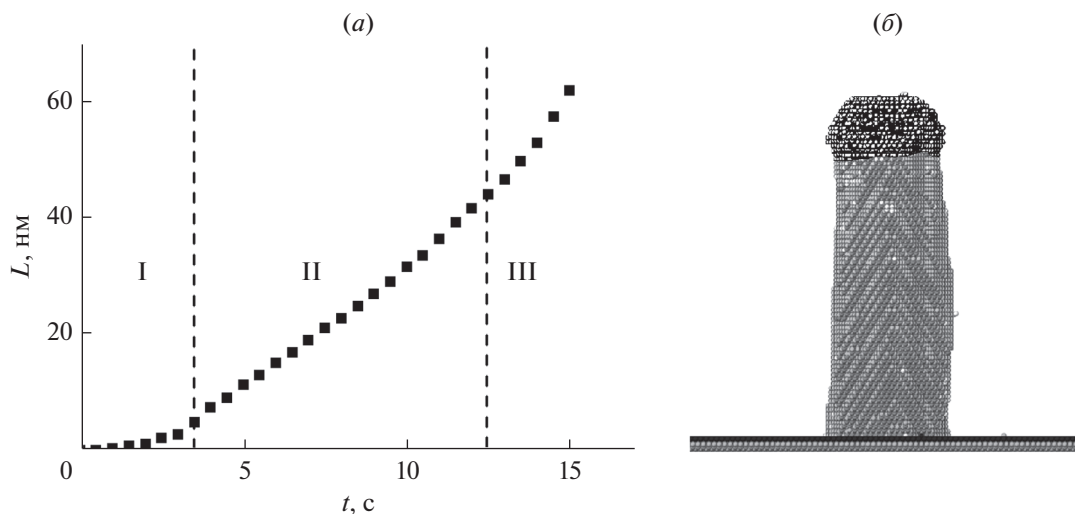


Рис. 2. (а) Зависимость длины НП от времени; I – инкубационный период, II – стабильный рост, III – возрастание скорости роста; (б) 3D изображение модельной НП InAs; $T = 800$ K, $F_{As_2} = 0.5$ МС/с, $F_{In} = 0.5$ МС/с, $t = 12$ с.

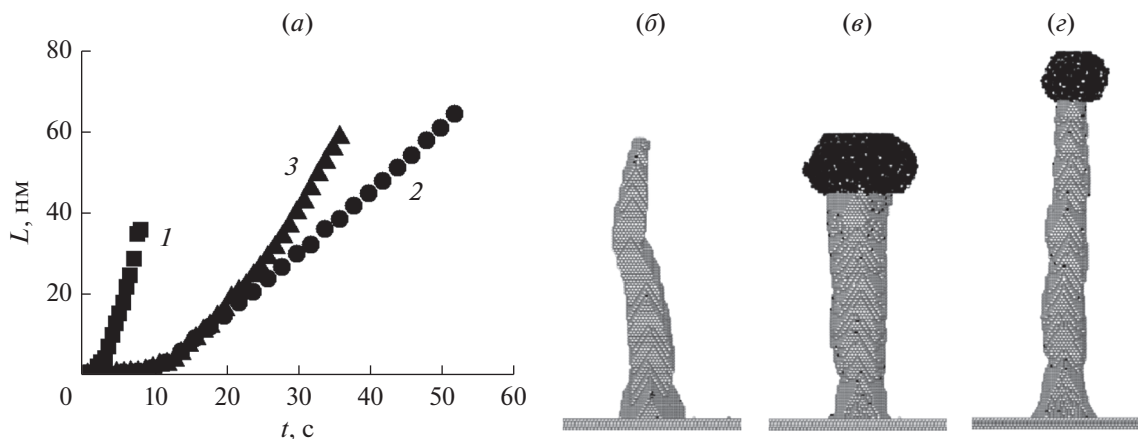


Рис. 3. (а) Зависимость длины НП InAs от времени для различных режимов роста: (1) – с учетом реадсорбции As_2 и In, (2) – с реадсорбцией In и без реадсорбции As_2 , (3) – без учета реадсорбции As_2 и In; (б–г) изображения НП, соответствующие режимам (1) – (б), (2) – (в), (3) – (г); рис. (в) и (г) представлены на один момент времени $t = 30$ с, рис. (б) на момент исчезновения капли 8.5 с. $F_{As_2} = 0.5$ МС/с; $F_{In} = 0.5$ МС/с; $T = 800$ K.

Рeadсорбция при росте НП приводит также к изменению характера зависимости скорости аксиального роста V от интенсивности потоков. На рис. 5 представлена зависимость скорости роста НП InAs от интенсивности потока индия F_{In} . Моделирование проводилось с учетом реадсорбции мышьяка и индия и без него. В условиях реадсорбции зависимость $V(F_{In})$ в широком диапазоне поток индия имеет убывающий характер, тогда как без реадсорбции аксиальная скорость роста почти не зависит от потока индия. Так как скорость самокаталитического роста определяется мышьяком, то изменение количества мышьяка, приходящего в каплю в этих двух случаях, качественно меняет вид зависимости $V(F_{In})$. В отсут-

ствии реадсорбции в каплю попадает только мышьяк, который падает на поверхность капли непосредственно из потока, т.е. имеет место адсорбционный механизм роста. При реадсорбции появляется диффузионная составляющая сбора мышьяка. При адсорбционном механизме скорость роста не зависит от диаметра НП, а при диффузионном механизме убывает с ростом диаметра нанокристалла [27, 28]. При самокаталитическом росте увеличение потока индия приводит к увеличению диаметра НП. Таким образом, зависимость $V(F_{In})$ фактически отражает зависимость скорости аксиального роста от диаметра НП для рассматриваемых нами случаев. Возрастающий участок кривой 1 соответствует дефициту галлия, в этой области поступление галлия ли-

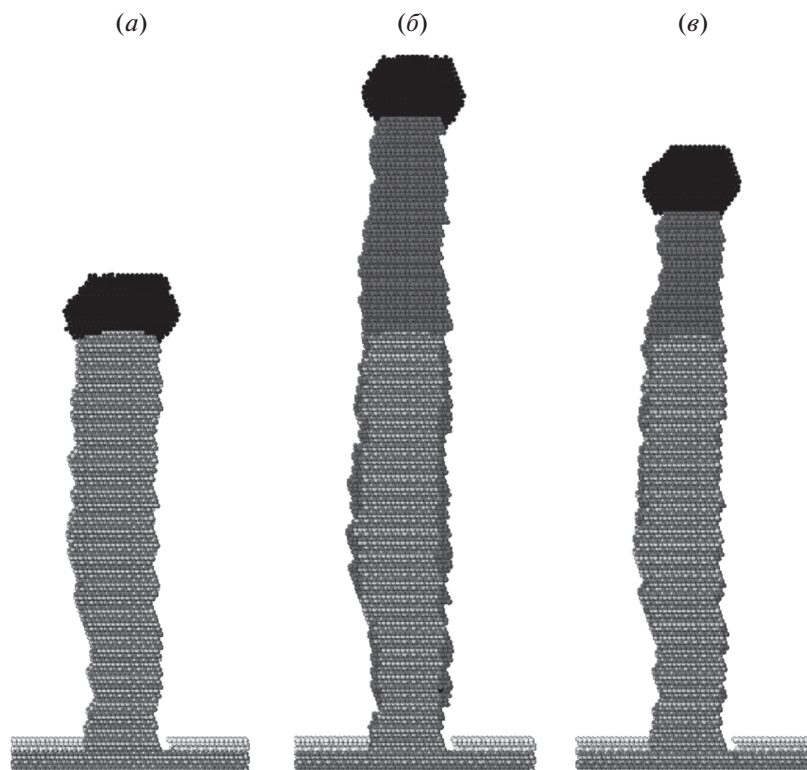


Рис. 4. Влияние реадсорбции на скорость роста НП GaAs: (а) сечение исходной модельной системы (нанопроволока получена при условиях $T = 900$ К, $F_{\text{Ga}} = 0.6$ МС/с, $F_{\text{As2}} = 0.4$ МС/с, $t = 20$ с). Сечение НП, полученной при расчете с учетом реадсорбции (б) и без учета реадсорбции (в). Фрагмент НП, сформированный в первые 20 с роста, — серым цветом, фрагменты НП, полученные после 20 с процесса, — темно-серым цветом.

митирует скорость роста НП. Следует отметить, что зависимость $V(F_{\text{In}})$, соответствующая отсутствию реадсорбции (кривая 2 на рис. 5), качественно согласуется с экспериментальной зависимостью [29]. Это, по-видимому, говорит о том, что роль реадсорбции в условиях эксперимента [29] не столь существенна по сравнению с рассматриваемой модельной системой (кривая 1). Это связано с тем, что роль реадсорбции возрастает с уменьшением расстояния между НП, а плотность расположения НП в эксперименте гораздо ниже, чем в модельной системе.

Одной из особенностей самокаталитического роста является преждевременное поглощение капли-затравки. Как показано выше, причиной этого может быть реадсорбция мышьяка с подложки на боковые стенки кристалла. Дополнительный приток мышьяка на вершину нанопроволоки приводит к кристаллизации капли In. Мышьяк реагирует с индием и на боковых стенках НП, образуя слой InAs. Это увеличивает скорость радиального роста и приводит к дефициту индия, поступающего на вершину. Таким образом, в некоторый момент капля поглощается и рост останавливается. Для предотвращения преждевременного исчезновения капли недавно был

предложен новый метод самокаталитического роста нанопроволок $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ — импульсная эпитаксия [30]. Этот метод основан на попеременном переключении потоков элементов групп III и V. Такой подход позволяет увеличить длину диффузии элементов III группы по боковым стенкам НП, что уменьшает скорость радиального роста и препятствует исчезновению капли. С помощью моделирования мы проанализировали два варианта импульсного роста:

1) прерывание потока мышьяка при постоянном потоке элемента группы III;

2) модуляция потока элемента группы III при постоянном потоке мышьяка. Оба режима позволяют продлить рост по сравнению с традиционным ростом методом МЛЭ.

На рис. 6 показано изменение объема капли и длины нанопроволоки в процессе роста в режиме прерывания потока мышьяка и в стандартном режиме МЛЭ. Вследствие переключения потока мышьяка наблюдаются незначительные колебания объема капли во времени. Прерывание потока мышьяка приводит к увеличению диффузионного потока индия по боковым стенкам к капле, что поддерживает размер капли постоянным в течение длительного времени. Это позволяет продлить

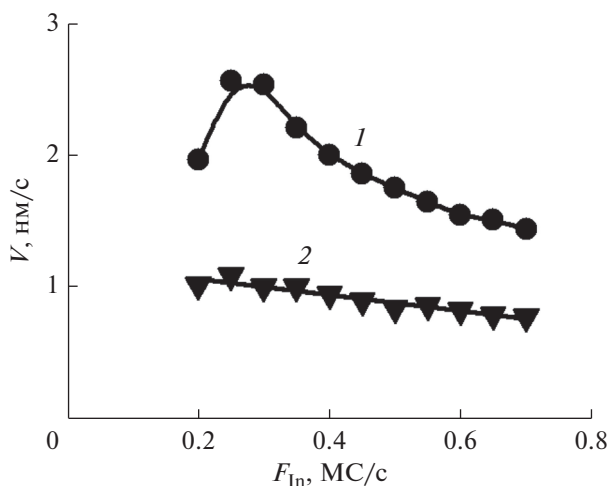


Рис. 5. Зависимость скорости роста НП InAs от интенсивности потока индия для двух случаев: 1 – с реадсорбцией In и As₂, 2 – без реадсорбции In и As₂; $F_{As_2} = 0.5$ MC/c, $T = 800$ K.

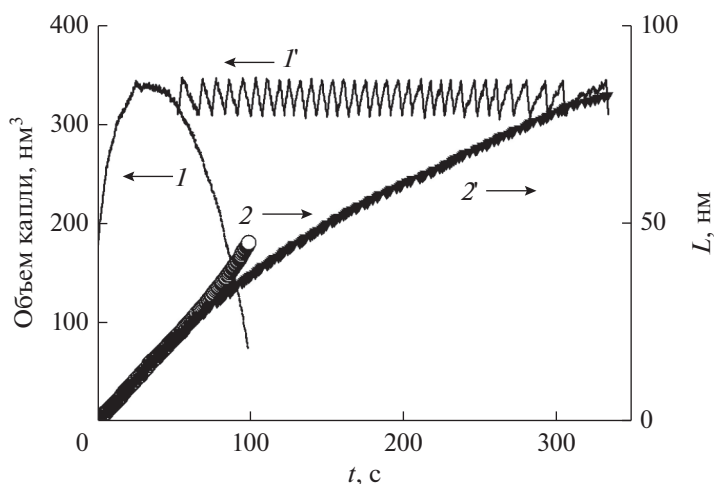


Рис. 6. Зависимость объема капли 1 и длины НП 2 от времени в традиционном режиме роста (кривые 1 и 2) и в режиме импульсной эпитаксии (кривые 1' и 2'); $F_{In} = 0.2$ MC/c, $F_{As_2} = 0.05$ MC/c, $T = 800$ K.

рост НП по сравнению с традиционной эпитаксией. Отметим, что скорость аксиального роста в импульсном режиме ниже, чем в традиционном, но результирующая длина нанопроволоки оказывается больше.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С помощью кинетической решеточной Монте-Карло модели проведено исследование самокаталитического роста нанопроволок $A^{III}B^V$ по механизму пар-жидкость-кристалл. Проанализировано влияние эффекта реадсорбции на морфологию и скорость роста для плотного массива нанопроволок. Продемонстрировано, что реадсорбция мышьяка существенно увеличивает скорость роста нанопроволок и приводит к преждевременному исчезновению жидкой капли-затравки. Ре-

адсорбция металла несколько замедляет рост, но способствует его продлению даже после того, как длина проволоки превысит удвоенную длину диффузии адатомов металла по боковым стенкам нанопроволоки. Продемонстрировано, что режим импульсной эпитаксии позволяет поддерживать размер капли на вершине проволоки постоянным в течение длительного времени и тем самым получать длинные нанопроволоки с однородным диаметром вдоль оси роста.

Работа проведена при поддержке РФФИ (грант 18-02-00764).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Couteau C., Larrue A., Wilhelm C., Soci C. Nanowire lasers // Nanophotonics. 2015. V. 4. P. 90–107.

2. Wallentin J., Anttu N., Asoli D., Huffman M., Aberg I., Magnusson M.H., Siefert G., Fuss-Kailuweit P., Dimroth F., Witzigmann B., Xu H.Q., Samuelson L., Deppert K., Borgstrom M.T. InP nanowire array solar cells achieving 13.8% efficiency by exceeding the ray optics limit // *Science*. 2013. V. 339. P. 1057–1060.
3. Tatebayashi J., Kako S., Ho J., Ota Y., Iwamoto S., Arakawa Y. Room-temperature lasing in a single nanowire with quantum dots // *Nat. Photonics*. 2015. V. 9. P. 501–505.
4. Colombo C., Spirkoska D., Frimmer M., Abstreiter G., Morral A. Ga-assisted catalyst-free growth mechanism of GaAs nanowires by molecular beam epitaxy // *PRB*. 2008. V. 77. P. 155326.
5. Rieger T., Heiderich S., Lenk S., Lepsa M.I., Grutzmacher D. Ga-assisted MBE growth of GaAs nanowires using thin HSQ layer // *J. Cryst. Growth*. 2012. V. 353. P. 39–46.
6. Ramdani M.R., Harmand J.Ch., Glas F., Patriarche G., Travers L. Arsenic pathways in self-catalyzed growth of GaAs nanowires // *Cryst. Growth Des.* 2013. V. 13. P. 91–96.
7. Giang L., Bougerol C., Mariette H., Songmuang R. Intrinsic limits governing MBE growth of Ga-assisted GaAs nanowires on Si(111) // *J. Cryst. Growth*. 2013. V. 364. P. 118–122.
8. Li B., Yan X., Zhang X., Ren X. Self-catalyzed growth of InAs nanowires on InP substrate // *Nanoscale Res. Lett.* 2017. V. 12. P. 34.
9. Ji X., Yang X., Yang T. Self-catalyzed growth of vertical GaSb nanowires on InAs stems by metal-organic chemical vapor deposition // *Nanoscale Res. Lett.* 2017. V. 12. P. 428.
10. Koivusalo E., Hakkarainen T., Guina M. Structural investigation of uniform ensembles of self-catalyzed GaAs nanowires fabricated by a lithography free technique // *Nanoscale Res. Lett.* 2017. V. 12. P. 192.
11. Bastiman F., Kupers H., Somaschini C., Geelhaar L. Growth map for Ga-assisted growth of GaAs nanowires on Si(111) substrates by molecular beam epitaxy // *Nanotechnology*. 2016. V. 27. P. 095601.
12. Breuer S., Pfüller C., Flissikowski T., Brandt O., Grahn H.T., Geelhaar L., Riechert H. Suitability of Au- and self-assisted GaAs nanowires for optoelectronic applications // *Nano Lett.* 2011. V. 11. P. 1276–1279.
13. Munshi A.M., Dheeraj D.L., Todorovic J., van Helvoort A.T., Weman H., Fimland B.-O. Crystal phase engineering in self-catalyzed GaAs and GaAs/GaSb nanowires grown on Si(111) // *J. Cryst. Growth*. 2013. V. 372. P. 163–169.
14. Li J.A., Sibirev N.V., Ercolani D., Dubrovskii V.G., Sorba L. Readsorption assisted growth of InAs/InSb heterostructured nanowire arrays // *Cryst. Growth Des.* 2013. V. 13. P. 878–882.
15. Сабельфельд К.К., Каблукова Е.Г. Стохастическая модель роста нановискеров методом молекулярно-лучевой эпитаксии // *Сиб. журн. вычисл. матем.* 2017. Т. 20. № 2. С. 181–199.
16. Dubrovskii V.G., Cirlin G.E., Sibirev N.V., Jabeen F., Harmand J.C., Werner P. New mode of vapor–liquid–solid nanowire growth // *Nano Lett.* 2011. V. 11. P. 1247–1253.
17. Krogstrup P., Jorgensen H.I., Johnson E., Madsen M.H., Sorensen C.B., Fontcuberta i Morral A., Aagesen M., Nygard J., Glas F. Advances in the theory of III–V nanowire growth dynamics // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2013. V. 46. P. 313001.
18. Glas F., Ramdani M.R., Patriarche G., Harmand J.-Ch. Predictive modeling of self-catalyzed III–V nanowire growth // *PRB*. 2013. V. 88. P. 195304.
19. Nastovjak A.G., Neizvestny I.G., Shwartz N.L. Peculiarities of axial and radial Ge–Si heterojunction formation in nanowires: Monte Carlo simulation // *Pure Appl. Chem.* 2012. V. 84. № 12. P. 2619–2628.
20. Князева М.В., Настовьяк А.Г., Неизвестный И.Г., Шварц Н.Л. Имитационное моделирование роста нитевидных нанокристаллов GaAs: каталитический и самокаталитический рост // *ФТП*. 2015. В. 49. С. 63–70.
21. Gorshkov V., Privman V. Kinetic Monte Carlo model of breakup of nanowires into chains of nanoparticles // *J. Appl. Phys.* 2017. V. 122. P. 204301.
22. Suprunets A.G., Vasilenko M.A., Shwartz N.L. Self-catalyzed GaAs and InAs nanowire growth (Monte Carlo simulation) // *J. Phys.: Conf. Series*. 2016. V. 690. P. 012011.
23. Карнов А.Н., Зверев А.В., Настовьяк А.Г., Усенков С.В., Шварц Н.Л. Решеточная модель Монте-Карло для изучения процессов формирования наноструктур // *Вычислительные методы и программирование: новые вычислительные технологии*. 2014. Т. 15. С. 388–399.
24. Vasilenko M.A., Neizvestny I.G., Shwartz N.L. Formation of GaAs nanostructures by droplet epitaxy—Monte Carlo simulation // *Comp. Mat. Sci.* 2015. V. 102. P. 286–292.
25. Spirina A.A., Neizvestny I.G., Shwartz N.L. Comparative characteristics of GaAs and InAs Langmuir evaporation — Monte Carlo Simulation // *Physics and Technology of Nanostructured Materials IV*, Trans Tech Publications. 2018. V. 386. P. 27–32.
26. Shwartz N.L., Vasilenko M.A., Nastovjak A.G., Neizvestny I.G. Concentric GaAs nanorings formation by droplet epitaxy — Monte Carlo simulation // *Comp. Mat. Sci.* 2018. V. 141. P. 91–100.
27. Настовьяк А.Г., Неизвестный И.Г., Шварц Н.Л., Шеремет Е.С. Механизмы формирования нановискеров: Монте-Карло моделирование // *Автометрия*. 2009. Т. 45. № 4. С. 72–79.
28. Dubrovskii V.G., Sibirev N.V., Cirlin G.E., Harmand J.C., Ustinov V.M. Theoretical analysis of the vapor–liquid–solid mechanism of nanowire growth during molecular beam epitaxy // *Phys. Rev. E*. 2006. V. 73. P. 021603.
29. Grap Th., Rieger T., Blomers Ch., Schapers Th., Grutzmacher D., Lepsa M.I. Self-catalyzed VLS grown InAs nanowires with twinning superlattices // *Nanotechnology*. 2013. V. 24. P. 335601.
30. Balaghi L., Tauchnitz T., Hubner R., Bischoff L., Schneider H., Helm M., Dimakis E. Droplet-confined alternate pulsed epitaxy of GaAs nanowires on Si substrates down to CMOS-compatible temperatures // *Nano Lett.* 2016. V. 16. P. 4032–4039.