

05;06;12

Кинетическая модель роста нитевидных нанокристаллов арсенида галлия

© М.Н. Лубов,^{1,2,3} Д.В. Куликов,^{1,2} Ю.В. Трушин^{1,2,3}¹ Санкт-Петербургский физико-технологический научно-образовательный центр РАН, 195220 Санкт-Петербург, Россия² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия³ Академический физико-технологический университет РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: trushin@theory.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 1 апреля 2009 г.)

Разработана кинетическая модель роста и формирования кристаллических структур нитевидных нанокристаллов арсенида галлия при молекулярно-пучковой эпитаксии на поверхностях, активированных каплями Au. Проведены расчет и сравнение с экспериментальными данными толщины чередующихся слоев кубической и гексагональной фаз, возникающих из-за флуктуаций состава раствора в капле.

Введение

Полупроводниковые нитевидные нанокристаллы представляют большой интерес для изучения физики процессов зарождения и роста наноструктур, а также являются перспективными материалами для создания на их основе устройств нанoeлектроники, нанофотоники и наномеханики [1,2].

Основные способы получения нитевидных нанокристаллов — выращивание методами газовой [3,4] или молекулярно-пучковой [5,6] эпитаксии на поверхностях, активированных каплями-катализаторами роста. Для активации поверхности арсенида галлия наносится тонкий слой катализатора (Au), затем систему нагревают до температуры выше температуры эвтектики, и на поверхности образуются капли раствора катализатора с материалом подложки (Au–Ga–As). После чего в момент времени $t = t_0$ начинается осаждение Ga и As. Рост твердой фазы под каплями-катализаторами идет быстрее, чем на неактивированной поверхности, что и приводит к формированию вертикальных одномерных нитевидных нанокристаллов.

Рост нанокристаллов происходит по механизму пар-жидкость–кристалл [7–9]: атомы из газовой фазы или с боковых стенок нитевидного нанокристалла попадают в каплю-катализатор, а затем присоединяются к верхней грани нанокристалла, тем самым приводя к его росту. В работах [9–11] было показано, что формирующаяся кристаллическая структура нитевидных нанокристаллов GaAs, растущих на поверхности (111) арсенида галлия (GaAs(111)), определяется концентрацией галлия в капле. Экспериментально были выращены нитевидные нанокристаллы с различными по высоте и типу кристаллическими областями: относительно однородные (как правило, состоящие из трех областей [10,12], и квазипериодические [10]). Поскольку изменение состава раствора (Au–Ga–As) в капле-катализаторе происходит

в течение всего процесса роста, то необходимо разоб- раться в физических причинах и особенностях таких различий.

Целью настоящей работы является построение физической модели роста нитевидных нанокристаллов арсенида галлия под каплями золота с учетом флуктуаций состава раствора, анализ физики процессов роста нанокристаллов с переменной кристаллической структурой и расчет зависимостей от времени высоты и фазового состава нитевидного нанокристалла.

Физическая модель

Будем рассматривать массив нитевидных нанокристаллов, распределенных равномерно на подложке с функцией распределения $f_W(R_W)$, где R_W — радиус нитевидного нанокристалла.

Введем следующие предположения.

1. Плотность нитевидных нанокристаллов

$$\rho_W = \int f_W(R_W) dR_W \quad (1)$$

такова, что каждый нанокристалл растет независимо от остальных.

2. У каждого нитевидного нанокристалла в массиве при его росте радиус R_W остается постоянным и равным радиусу капли-катализатора $R_d(t)$ в начальный момент времени: $R_W = R_d(t = t_0)$.

3. Капля-катализатор представляет собой к моменту времени t шаровой сегмент радиуса $R_d(t)$ с контактным углом $\beta(t)$ (рис. 1) и соответственно объемом $V_d(t)$

$$V_d(t) = \frac{1}{3} \pi R_d^3(t) (2 - 3 \cos \beta(t) + \cos^3 \beta(t)), \quad (2)$$

где

$$\cos \beta(t) = \sqrt{1 - R_W^2 R_d^{-2}(t)}.$$

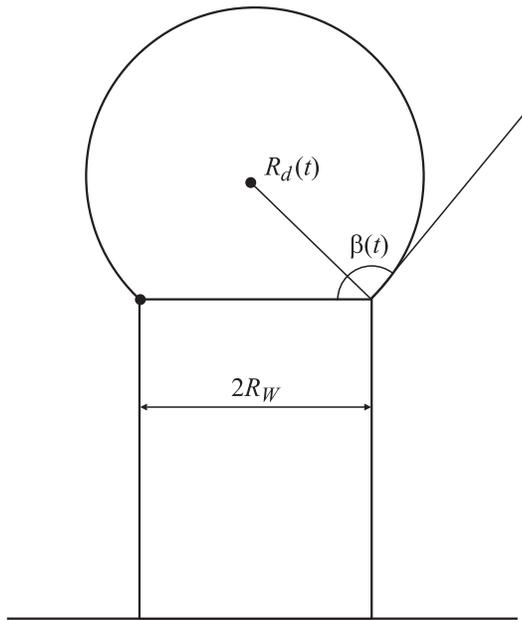


Рис. 1. Схематическое изображение нитевидного нанокристалла радиусом R_W и под каплей-катализатором радиусом $R_d(t)$ с контактным углом $\beta(t)$ (t — время).

Плотность капель золота на подложке фактически равна плотности массива нитевидных нанокристаллов ρ_W .

4. Все атомы галлия, приходящие на боковую поверхность растущего нитевидного нанокристалла, попадают в объем капли.

5. Зародыши твердой фазы выпадают из капли, когда концентрация галлия $C_{Ga}(t)$ в капле превышает ее равновесное значение C_{Ga}^{eq} в растворе Au–Ga–As [13]. При этом

$$C_{Ga}(t) \equiv \frac{n_{Ga}(t)}{V_d(t)}, \quad (3)$$

где $n_{Ga}(t)$ — количество атомов галлия в капле.

6. Нитевидный нанокристалл растет послойно путем образования из капли двумерных зародышей моноатомной высоты [8] кристаллической структуры σ ($\sigma = 1$ — кубическая структура типа цинковой обманки, $\sigma = 2$ — гексагональная вюрцитная).

7. Для нанокристаллов малых размеров $R_W = 10\text{--}100\text{ nm}$ можно считать, что зарастание верхней грани происходит гораздо быстрее, чем образуется следующий зародыш (так называемый моноцентрический режим роста) [9].

8. Количество атомов мышьяка n_{As} и золота n_{Au} в капле остается практически неизменным на протяжении всего процесса роста нанокристалла [11,14].

Система кинетических уравнений

В рамках изложенных предположений запишем систему кинетических уравнений для физических величин,

характеризующих процесс роста нитевидного нанокристалла: концентрации атомов галлия на подложке $N_{Ga}(t)$, количества атомов галлия в капле $n_{Ga}(t)$, радиуса капли $R_d(t)$ и свободной энергии $F_\sigma(n_c)$ образования зародыша кристаллической структуры σ , содержащего критическое количество n_c молекул GaAs.

Для изменения поверхностной концентрации галлия на подложке $N_{Ga}(t)$ с течением времени можно записать:

$$\frac{dN_{Ga}(t)}{dt} = g - q - D_{Ga}N_{Ga}(t)(k_{Ga}^W)^2 - \frac{N_{Ga}(t)}{\tau_{Ga}^s}, \quad (4)$$

где g — плотность потока осаждаемых атомов галлия, q — плотность потока атомов галлия, присоединяющихся к подложке, что приводит к ее росту, D_{Ga} — коэффициент диффузии, а $(k_{Ga}^W)^2$ — сумма сил стоков на все нитевидные нанокристаллы адатомов галлия соответственно, τ_{Ga}^s — среднее время жизни адатома галлия на подложке до испарения.

Число адатомов, уходящих с единицы площади в единицу времени на все стоки, определяется, как и в [15–17]:

$$D_{Ga}N_{Ga}(t)(k_{Ga}^W)^2 = 2\pi \int R_W |\mathbf{J}^s(t)| f_W(R_W) dR_W, \quad (5)$$

где диффузионный поток адатомов галлия к нитевидному нанокристаллу имеет вид:

$$|\mathbf{J}^s(t)| = D_{Ga} \frac{N_{Ga}(t)}{a}, \quad (6)$$

a — параметр решетки.

Тогда, подставив выражения (5), (6) в уравнение (3) и решив его с начальным условием $N_{Ga}(t = t_0) = N_{Ga}^{eq}$, получим

$$N_{Ga}(t) = N_{Ga}^* \left\{ 1 - \left(1 - \frac{N_{Ga}^{eq}}{N_{Ga}^*} \right) \exp\left(-\frac{(g-q)(t-t_0)}{N_{Ga}^*} \right) \right\}, \quad (7)$$

где N_{Ga}^{eq} — равновесная концентрация адатомов галлия,

$$N_{Ga}^* = \frac{g-q}{2\pi \bar{R}_W D_{Ga} \rho_W \tau_{Ga}^s + a} a \tau_{Ga}^s, \quad (8)$$

а \bar{R}_W — средний радиус массива нитевидных нанокристаллов:

$$\bar{R}_W = \frac{\int R_W f_W(R_W) dR_W}{\rho_W}. \quad (9)$$

Для изменения количества атомов галлия в капле $n_{Ga}(t)$ с течением времени можно записать:

$$\begin{aligned} \frac{dn_{Ga}(t)}{dt} = & g\pi R_d^2(t) + 2\pi R_W D_{Ga} \frac{N_{Ga}(t)}{a} \\ & - \frac{2\pi R_d^2(t)b n_{Ga}(t)}{\tau^{ev} V_d(t)} - \frac{(\pi R_W^2)^2}{a^2} I_\sigma(n_{Ga}(t), R_d(t)). \end{aligned} \quad (10)$$

Первое слагаемое в уравнении (10) — это количество атомов галлия, осаждающихся в единицу времени на

каплю. Второе слагаемое — количество атомов Ga, приходящих в каплю за счет диффузии с подложки или с боковой поверхности растущего нанокристалла. Третье слагаемое — количество атомов галлия, испаряющихся из капли. Четвертое слагаемое — количество атомов галлия, уходящих на кристаллизацию на верхней грани нитевидного нанокристалла. Здесь b — толщина поверхностного слоя, из которого происходит испарение, τ^{ev} — среднее время жизни атома в поверхностном слое жидкой капли. Для скорости образования зародышей кристаллической фазы $I_\sigma(n_{Ga}(t), R_d(t))$ (число зародышей, формирующихся в единицу времени на единицу площади) из работ [9,18] можно записать выражение:

$$I_\sigma(n_{Ga}(t), R_d(t)) = \frac{\Omega_{Ga}}{a^2 \tau \sqrt{\pi}} \frac{n_{Ga}(t)}{V_d(t) C_{Ga}^{eq}} \times \sqrt{\Delta\mu_{ls}(n_{Ga}(t), R_d(t))} \exp\left(-\frac{F_\sigma(n_c)}{kT}\right). \quad (11)$$

Здесь Ω_{Ga} — объем, приходящийся на один атом галлия в капле, τ — среднее время присоединения молекулы GaAs к моноатомной ступени кристаллической структуры σ , T — температура, k — постоянная Больцмана, $\Delta\mu_{ls}$ — разность химических потенциалов жидкой (l) и твердой (s) фаз с учетом размерного эффекта Гиббса–Томсона [9], при этом

$$\Delta\mu_{ls} = \ln\left(\frac{n_{Ga}(t)}{V_d(t) C_{Ga}^{eq}}\right) - \frac{R_c}{R_d(t)}, \quad (12)$$

где

$$R_c = \frac{2(\Omega_l \gamma_{lv} - \Omega_s \gamma_{sv})}{kT}, \quad (13)$$

Ω_l, Ω_s — объем, приходящийся на одну молекулу GaAs в жидкой (l) и твердой (s) фазе соответственно, γ_i — удельная поверхностная энергия границы раздела: $i = lv$ — „нитевидный нанокристалл–пар“, $i = sv$ — „капля–пар“.

Чтобы получить уравнение для радиуса капли $R_d(t)$, запишем выражение для объема капли $V_d(t)$ через атомные объемы Ω_m ($m = Au, As, Ga$) в виде:

$$V_d(t) = \Omega_{Au} n_{Au} + \Omega_{As} n_{As} + \Omega_{Ga} n_{Ga}(t). \quad (14)$$

Приравняв выражения (2) и (15), получим уравнение для $R_d(t)$:

$$R_d(t) = \sqrt[3]{\frac{3(\Omega_{Au} n_{Au} + \Omega_{As} n_{As} + \Omega_{Ga} n_{Ga}(t))}{2\pi \{1 - \sqrt{1 - R_w^2 R_d^{-2}(t)} [1 + \frac{1}{2} R_w^2 R_d^{-2}(t)]\}}}. \quad (15)$$

Замыкая систему уравнений (7), (10)–(12) и (15), необходимо записать выражение для величины свободной энергии $F_\sigma(n_c)$ образования зародыша критического размера.

Критический зародыш — это зародыш, свободная энергия образования которого максимальна. При этом зародыши, состоящие из n молекул, при $n < n_c$ распадаются. Зародыши, преодолевшие за счет флуктуаций потенциальный барьер высотой $F_\sigma(n_c)$ начинают расти регулярно. Поэтому, зная свободную энергию $F_\sigma(n)$ образования зародыша структуры σ , содержащего n частиц, можно рассчитать величину свободной энергии критического зародыша и его размер n_c из условия

$$\left. \frac{dF_\sigma(n)}{dn} \right|_{n=n_c} = 0. \quad (16)$$

Для расчета свободной энергии $F_\sigma(n)$ зародыша структуры σ из n частиц на поверхности структуры j под каплей-катализатором необходимо учитывать не только местоположение самого зародыша (либо в „центре“ верхней грани нанокристалла, либо на границе „пар–капля–нанокристалл“ [12]), но и взаимное притяжение между атомами в слое со структурой j , атомами зародыша и атомами в слое со структурой j' [19,20].

Изменение потенциальной энергии взаимодействия в слое со структурой j вследствие влияния нижележащего слоя со структурой j' приводит к изменению свободной энергии зародыша, поскольку последняя зависит от его внутренней энергии [13]. Такое взаимодействие в полупроводниках убывает экспоненциально [19], поэтому для удельной поверхностной энергии $\gamma_{nw}^k(\sigma, j)$ границы „зародыш структуры σ — нитевидный нанокристалл структуры j в слое k от границы смены фаз $j' - j''$ можно записать:

$$\gamma_{nw}^k(\sigma, j) = \gamma_{nw}(\sigma, j') \exp\left(-\frac{k}{k_0}\right), \quad (17)$$

где $\gamma_{nw}(\sigma, j')$ — удельная поверхностная энергия границы зародыша структуры σ , слой структуры j' , k_0 — число слоев, на котором энергия взаимодействия убывает в e раз.

Свободную энергию $F_\sigma(n)$ зародыша можно представить в виде суммы трех слагаемых [21]. Первое слагаемое — это выигрыш в свободной энергии при переходе из жидкой фазы в твердую. Поскольку при этом свободная энергия уменьшается, этот вклад отрицателен. Второе слагаемое — это свободная энергия образования боковых граней зародыша: верхней, нижней и боковых, граничащих с паром и с каплей. Для образования границ зародыша (боковых граней) необходимо затратить энергию, поэтому это слагаемое положительно. Третье слагаемое отрицательно, оно учитывает дополнительный выигрыш в свободной энергии за счет исчезновения части границы „пар–капля“ (dv), когда зародыш образуется не в „центре“ верхней грани нанокристалла, а на тройной линии: „пар–капля–нитевидный нанокристалл“.

Учитывая вышесказанное, можно записать выражение для свободной энергии критического зародыша в виде

$$F_{\sigma}(n_c) = \left(\frac{\chi a}{2}\right)^2 \times \frac{[(1-\omega)\gamma_{ed}(\sigma) + \omega\gamma_{ev}(\sigma) - \omega\gamma_{dv}R_W R_d^{-1}(t)]^2}{h_{\sigma}\Delta\mu_{ls}(n_{Ga}(t), R_d(t)) - \gamma_{nw}^k(\sigma, j)}. \quad (18)$$

Здесь χ — коэффициент, учитывающий геометрическую форму зародыша, ω — часть его периметра, граничащая с паром, индексы удельной поверхностной энергии границы раздела обозначают: ed — „боковая грань зародыша–капля“, ev — „боковая грань зародыша–пар“, nw — „зародыш–нитевидный нанокристалл“, h_{σ} — моноатомная высота боковой грани зародыша структуры σ .

Таким образом, построена замкнутая система кинетических уравнений (7), (10)–(12), (15) и (18) для расчета высоты, скорости роста и типа формирующейся кристаллической структуры нитевидного нанокристалла.

Тип формирующейся структуры нанокристалла определяется вероятностью p_{σ} образования зародыша структуры σ :

$$p_{\sigma} = S_{\sigma} \exp\left(-\frac{F_{\sigma}(n_c)}{kT}\right), \quad (19)$$

где S_{σ} — площадь области, в которой идет зародышеобразование кристаллической структуры σ . При формировании зародыша на границе „пар–капля–нанокристалл“ область зародышеобразования представляет собой кольцо, определяемое латеральным размером зародыша, а при его формировании по всей верхней грани нитевидного нанокристалла — круг. В случае, если зародыш имеет треугольную форму, $S_{\sigma} = n_c a^2 / (9\omega^2)$.

Скорость роста слоя нанокристалла $v_{\sigma}(t)$ структуры σ с учетом предположения 6 модели будет определяться числом зародышей, образующихся в единицу времени в области зародышеобразования верхней грани нитевидного нанокристалла:

$$v_{\sigma}(t) = h_{\sigma} S_{\sigma} I_{\sigma}(n_{Ga}(t), R_d(t)). \quad (20)$$

Высоту отдельного слоя $H_{\sigma}(t)$ с кристаллической структурой σ можно выразить как

$$H_{\sigma}(t) = \int_{t_1}^{t_2} v_{\sigma}(t) dt = h_{\sigma} S_{\sigma} \int_{t_1}^{t_2} I_{\sigma}(n_{Ga}(t'), R_d(t')) dt', \quad (21)$$

где t_1 и t_2 — время начала и завершения роста данного слоя соответственно.

Полная высота нанокристалла $H(t)$ представляет собой сумму высот всех слоев в нем.

Результаты и их обсуждение

Рассмотрим сначала процесс роста относительно однородных по высоте нитевидных нанокристаллов, полученных экспериментально в [10,12], для плотности

распределения которых справедливо предположение 1 нашей модели. Величина плотности ρ_W не должна превышать 10^9 cm^{-2} .

Для моделирования процесса роста таких нанокристаллов необходимо численно решить полученную систему уравнений (7), (10)–(12), (15), (18), (19). При этом вероятность p_{σ} позволяет учитывать возможность образования той или иной кристаллической структуры на различных этапах роста нанокристалла, в котором формируется та структура, вероятность образования p_{σ} которой в данный момент выше. Процесс роста нанокристалла под каплей-катализатором через некоторое время после начала осаждения материала становится стационарным, поскольку в системе устанавливается равновесие между процессами поступления атомов в каплю из источника и с подложки и уходом из нее на кристаллизацию на верхней грани нанокристалла (см. (7), (10)).

На рис. 2 и 3 представлены результаты расчетов высоты нитевидных нанокристаллов для скорости осаждения галлия и мышьяка 0.5 ML/s (рис. 2) и 0.2 ML/s (рис. 3), времени осаждения 1000 s (рис. 2) и 0.8 s (рис. 3) соответственно. После указанного времени источник галлия выключался и рост шел только за счет галлия, накопленного в капле.

Процесс роста нанокристалла при отсутствии флуктуаций состоит из трех стадий.

На начальной стадии роста в нитевидном нанокристалле формируется кубическая структура. Это обусловлено низким содержанием галлия в капле и типом кристаллической структуры подложки.

С течением времени осаждения концентрация галлия в капле растет, и более выгодным становится образование зародышей гексагональной фазы. По достижении критической концентрации галлия C_{Ga}^{cr} в капле формируется гексагональная структура. Для нитевидного нанокристалла с радиусом 25 nm эта концентрация составила 26% весового состава.

Выключение потока галлия на конечной стадии роста нитевидного нанокристалла приводит к уменьшению его концентрации в капле, и тогда снова становится более выгодным образование кубической фазы.

Сравнение результатов расчетов и электронно-микроскопических данных, представленных на рис. 2 и 3, показывает, что предложенная модель воспроизводит все основные этапы роста нитевидных нанокристаллов со сменой кристаллической структуры. Для нитевидного нанокристалла с радиусом $R_W = 20 \text{ nm}$ (см. рис. 2) высота верхней части (кубическая структура) составляет: в эксперименте $H_{\sigma=1}^{\text{exp}} = 13.6 \text{ nm}$, а расчет дает $H_{\sigma=1} = 13.2 \text{ nm}$. А для нанокристалла с радиусом $R_W = 25 \text{ nm}$ (см. рис. 3) значения высоты составляют: нижняя часть $\sigma = 1$ (кубическая структура) — в эксперименте $H_1^{\text{exp}} = 17.6 \text{ nm}$, в расчете $H_1 = 17.2 \text{ nm}$; средняя часть $\sigma = 2$ (гексагональная структура) — в эксперименте $H_2^{\text{exp}} = 13.5 \text{ nm}$, в расчете $H_2 = 13 \text{ nm}$; верхняя

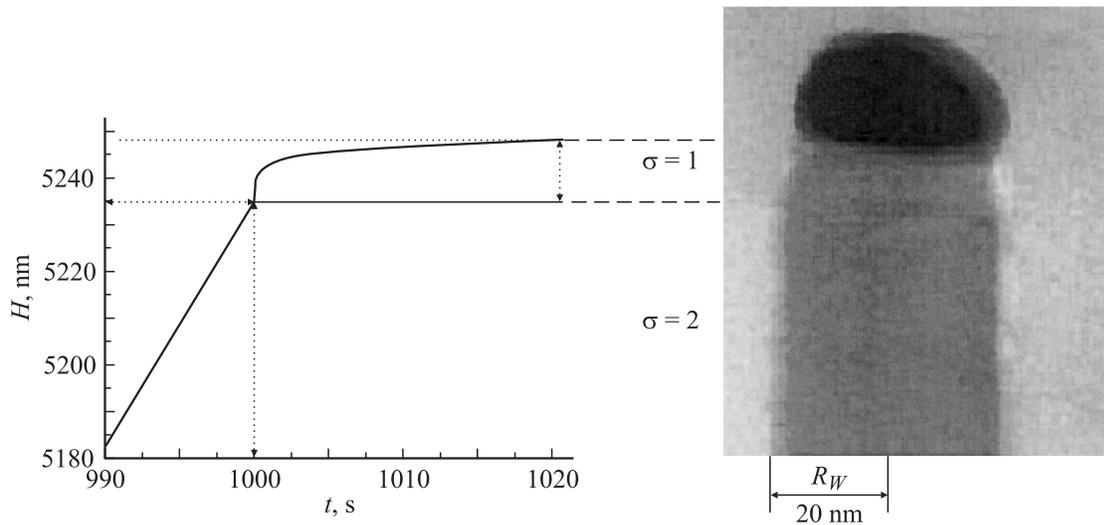


Рис. 2. Зависимость высоты H нитевидного нанокристалла GaAs от времени (слева) и его электронно-микроскопическое изображение радиусом $R_W = 20$ nm (справа) [10]. Нижняя часть нанокристалла имеет гексагональную кристаллическую структуру ($\sigma = 2$), верхняя часть — кубическую структуру ($\sigma = 1$).

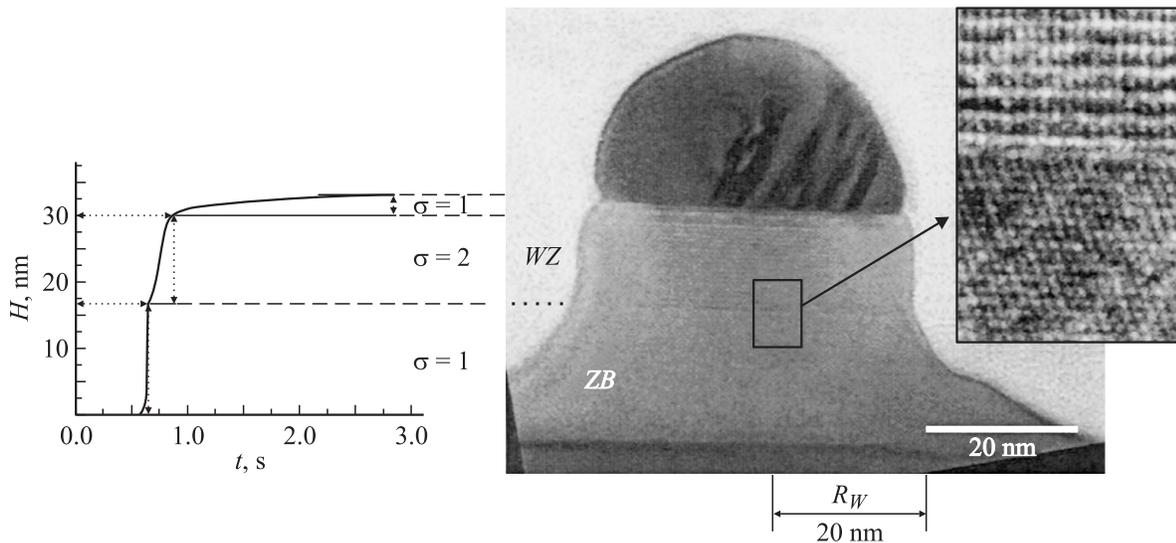


Рис. 3. Зависимость высоты H нитевидного нанокристалла GaAs (слева) от времени и его электронно-микроскопическое изображение радиусом $R_W = 25$ nm (справа) [12]. Нижняя часть нанокристалла имеет кубическую кристаллическую структуру ($\sigma = 1 = ZB$), средняя часть — гексагональную структуру ($\sigma = 2 = WZ$), верхняя часть — кубическую структуру ($\sigma = 1$).

часть $\sigma = 1$ (кубическая структура) — в эксперименте $H_3^{\text{exp}} = 3$ nm, в расчете $H_3 = 3$ nm.

Теперь рассмотрим полосчатые нитевидные нанокристаллы, выращенные в эксперименте [10].

В растворе капель-катализаторов, как было установлено в работах [11,14], возникают флуктуации состава, т. е. концентрация галлия может изменяться до 15%.

Возникающие в капле флуктуации состава раствора будут существенно влиять на процесс формирования новой фазы и приводить к образованию квазипериодических кристаллических структур, состоящих из чередующихся слоев кубической и гексагональной фаз. Такие флуктуации выводят систему из стационарно-

го состояния и приводят к изменению вероятности p_σ образования зародыша кубической или гексагональной фазы, поскольку она зависит от концентрации галлия в капле (определение p_σ в (19), затем в (18) и (12)). В результате этого процесс образования кристаллической структуры нитевидного нанокристалла может стать автоколебательным и квазипериодическим.

Моделирование влияния флуктуаций проводилось на стационарном этапе роста нитевидного нанокристалла. При этом скорость роста постоянна, и в нитевидном нанокристалле образуется гексагональная кристаллическая структура. Расчеты показали, что именно возникно-

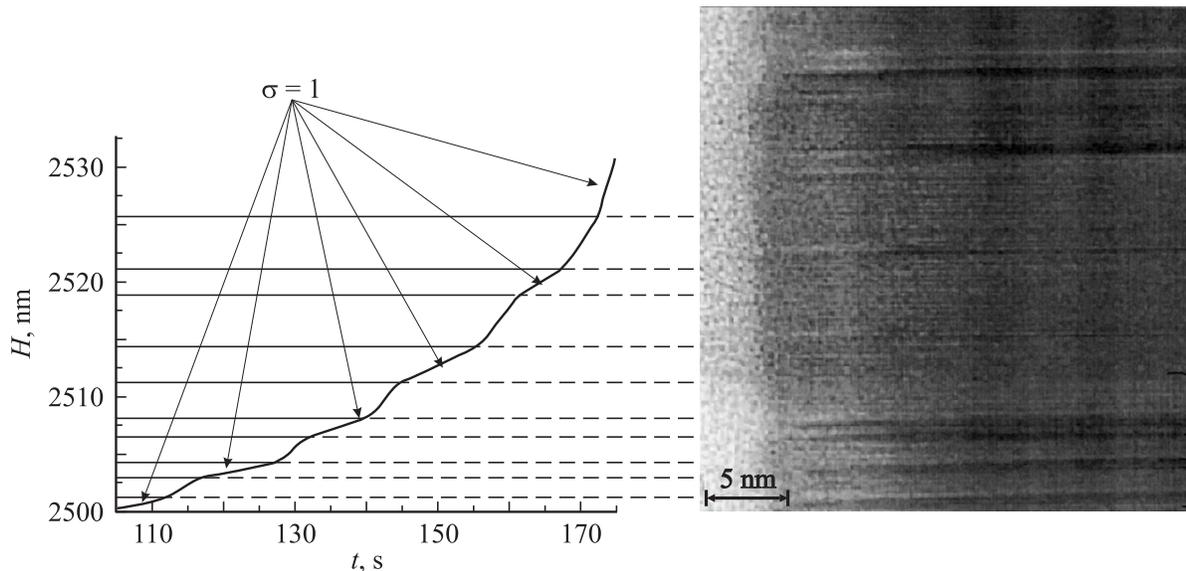


Рис. 4. Зависимость высоты H нитевидного нанокристалла GaAs с квазипериодической структурой, состоящей из чередующихся слоев кубической и гексагональной фаз (слева) от времени, и его электронно-микроскопическое изображение с радиусом $R_w = 25$ nm (справа) [10]. На электронно-микроскопическом изображении темные полосы соответствуют кубической структуре ($\sigma = 1$), светлые — гексагональной ($\sigma = 2$). На графике (слева) стрелками указаны участки кубической структуры ($\sigma = 1$), остальные участки соответствуют гексагональной структуре ($\sigma = 2$).

вление флуктуаций приводит к формированию квазипериодических кристаллических структур.

На рис. 4 представлены результаты расчета образования квазипериодической структуры в нитевидном нанокристалле с радиусом 25 nm и его электронно-микроскопическое изображение [10]. Как показали расчеты, уменьшение концентрации галлия в капле на 10–15% за счет флуктуаций приводит к установлению автоколебательного режима, при котором в нитевидном нанокристалле происходит последовательная смена типа образующейся кристаллической структуры, поскольку система находится вблизи критического значения концентрации галлия $C_{\text{Ga}}^{\text{cr}}$ в капле. Через некоторое время система приходит в устойчивое состояние, и в нанокристалле снова начинает формироваться монокристаллическая структура.

Заключение

Таким образом, построена модель роста нитевидных нанокристаллов GaAs выявлены основные стадии их роста и объяснена причина образования квазипериодических структур, состоящих из чередующихся слоев кубической и гексагональной фазы. Данная модель позволяет непосредственно рассчитывать формирование кристаллической структуры нитевидного нанокристалла, а также позволяет подбирать оптимальные режимы роста нитевидных нанокристаллов требуемой структуры.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ № 07-02-01052-а, 08-02-01337-а, программы поддержки ведущих научных школ, а также Научной программы СПбНЦ РАН.

Список литературы

- [1] Hiruma K., Yazawa M., Katsuyama T., Haraguchi K., Ogawa K., Haraguchi K., Koguchi M., Kakibayashi H. // J. Appl. Phys. 1995. Vol. 77. N 2. P. 447.
- [2] Qian F., Li Y., Gradecak S., Wang D., Barrelet C.J., Lieber C.M. // Nano Lett. 2004. Vol. 4. N 45. P. 1975.
- [3] Koguchi M., Kakibayashi H., Yasawa M., Hiruma K., Katsuyama T. // Jpn. Appl. Phys. 1992. Vol. 31. N 22. P. 2061.
- [4] Seifert W., Borgstrom M., Deppert K., Dick K.A., Johansson J., Larsson M.W., Martensson T., Skold N., Svensson C.P.T., Wacaser B.A., Wallenberg L.R. // J. Cryst. Growth. 2004. Vol. 272. P. 211.
- [5] Dubrovskii V.G., Soshnikov I.P., Cirilin G.E., Tonkikh A.A., Samsonenko Yu.B., Sibirev N.V., Ustinov V.M. // Phys. Status Solidi B. 2004. Vol. 241. N 7. P. R30.
- [6] Schubert L., Werner P., Zakharov N.D., Gerth G., Kolb F.M., Long L., Gosele U., Tan T.Y. // Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 84. P. 496.
- [7] Wagner R.S., Ellis W.C. // Appl. Phys. Lett. 1964. Vol. 4. N 3. P. 89.
- [8] Гиваргизов Е.И. Рост нитевидных и пластинчатых кристаллов из пара. М.: Наука, 1977. 304 с.
- [9] Дубровский В.Г., Сибирев Н.В., Цырлин Г.Э. // Письма в ЖТФ. 2004. Т. 30. Вып. 16. С. 41.

- [10] Сошников И.П., Цырлин Г.Э., Тонких А.А., Самсоненко Ю.Б., Дубровский Г.Э., Устинов В.М., Горбенко О.М., Litvinov D., Gerthsen D. // ФГТ. 2005. Т. 47. Вып. 12. С. 2121.
- [11] Person A.I., Larsson M.W., Stenstroem S., Ohlsson B.J., Samuelson L., Wallenberg L.R. // Nature Mater. 2004. Vol. 3. N 21. P. 677.
- [12] Glas F., Harmand J.C., Patriarche G. // PRL. 2007. Vol. 99. N 14. P. 146 101.
- [13] Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. V. М.: Наука, 2003. 616 с.
- [14] Ohlsson B.J., Bjork M.T., Magnusson M.H., Deppert K., Samuelson L., Wallenberg L.R. // Appl. Phys. Lett. 2001. Vol. 79. P. 20.
- [15] Любов Б.Я. Теория кристаллизации в больших объемах. М.: Наука, 1981. 257 с.
- [16] Любов Б.Я. Диффузионные изменения дефектной структуры твердых тел. М.: Metallurgia, 1985. 208 с.
- [17] Трушин Ю.В. Радиационные процессы в многокомпонентных материалах (теория и компьютерное моделирование). СПб., 2002. 384 с.
- [18] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // УФН. 1998. Т. 168. № 10. С. 1083.
- [19] Mueller P., Kern R. // Appl. Surf. Sci. 1993. Vol. 292. N 78. P. 123.
- [20] Osipov A.V., Schmitt F., Kukushkin S.A., Hess P. // Appl. Surf. Sci. 2002. Vol. 188. P. 156.
- [21] Dubrovskii V.G., Sibirev N.V., Harmand J.C., Glas F. // Phys. Rev. B. 2008. Vol. 78. P. 235 301.