

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И МАРШРУТЫ TECHNOLOGICAL PROCESSES AND ROUTES

УДК 621.592

DOI: 10.24151/1561-5405-2018-23-4-335-344

## Прогнозирование условий газофазной эпитаксии соединений $A^{III}B^V$

*Е.Н. Вигдорович*

*Московский технологический университет, г. Москва, Россия*

*evgvig@mail.ru*

Хлоридно-гидридная эпитаксия – основной газофазный метод получения слоев для функциональных гомо- и гетероструктур для микро- и оптоэлектроники. На сегодняшний день для получения наногетероструктур применяется МОС-гидридная и молекулярная эпитаксия, развивается метод молекулярного наслаивания. Появление новых материалов требует длительной разработки оптимальных технологических условий их получения и создания математических, физических и других принципов моделирования этих процессов. Хлоридно-гидридный метод продолжает совершенствоваться и для получения относительно толстых слоев функциональных гетероструктур. В работе изложены основы физико-химического моделирования на примере хлоридно-гидридной эпитаксии. Рассмотрена физико-химическая модель изменения технологических режимов газофазной эпитаксии различных соединений в соответствующих условиях, при которых получают соединения с одинаковой степенью разупорядочения. Выведены уравнения, позволяющие с использованием хорошо разработанной технологии какого-либо материала спрогнозировать условия эпитаксии других материалов однотипной группы. Полученные закономерности можно применять для оптимизации хлоридно-гидридного процесса эпитаксии фосфида галлия и твердых растворов на его основе. Рассчитанные условия эпитаксии нитрида галлия хорошо совпадают с условиями реальных технологических разработок других авторов.

**Ключевые слова:** арсенид галлия; фосфид галлия; нитрид галлия; газофазная эпитаксия; энергия кристаллизации; свободная поверхностная энергия; термодинамическое пересыщение

**Для цитирования:** Вигдорович Е.Н. Прогнозирование условий газофазной эпитаксии соединений  $A^{III}B^V$  // Изв. вузов. Электроника. – 2018. – Т. 23. – № 4. – С. 335–344. DOI: 10.24151/1561-5405-2018-23-4-335-344

## **Forecasting of Conditions of Vapor-Phase Epitaxy of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> Compounds**

*E.N. Vigdorovich*

*Moscow Technological University, Moscow, Russia*

*evgvig@mail.ru*

**Abstract:** The chloride-hydride epitaxy is the main gas-phase method for producing the layers for the functional Homo- and heterostructures in micro- and optoelectronics. Nowadays, for producing nanoheterostructures a significant progress in MOS-hydride and molecular beam epitaxy has been made. The method of molecular layering is developing. The emergence of new materials requires the long-term development of optimal technological conditions for their production and therefore it is necessary to create the mathematical, physical and other principles of modeling these processes. The chloride-hydride method continues to be improved for producing relatively thick layers of functional heterostructures. The bases of physical-chemical modeling on an example of chloride-hydride epitaxy have been proposed. In accordance with the concepts of classical thermodynamics as a measure of the system stability is the free energy. For the process of the stationary epitaxial growth the crystallization energy, which for the case of two-dimensional embryo formation is expressed by the Gibbs-Thompson equation, will be this measure. A physical-chemical model of changing the technological modes of gas-phase epitaxy of various compounds under appropriate conditions, under which the compounds with the same degree of disordering are obtained, has been considered. The equations, which permit to use the conditions of already well-developed technology of any material to forecast the conditions of other materials epitaxy of the same type group, have been derived. The obtained regularities are being used to optimize the chloride-hydride process of gallium phosphide epitaxy and solid state solutions based on it. The conditions of the gallium nitride epitaxy coincide well with the conditions of real technological developments of other authors.

**Keywords:** gallium arsenide; gallium phosphide; gallium nitride; gas-phase epitaxy; corresponding conditions; crystallization energy; free surface energy; thermodynamic supersaturation

**For citation:** Vigdorovich E.N. Forecasting of conditions of vapor-phase epitaxy of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> compounds. *Proc. Univ. Electronics*, 2018, vol. 23, no. 4, pp. 335–344. DOI: 10.24151/1561-5405-2018-23-4-335-344

**Введение.** Одним из многих способов эпитаксии является метод кристаллизации из газовой фазы. При получении совершенных слоев и функциональных гомо- и гетероструктур на их основе для микро- и оптоэлектроники используются гидриды, хлориды, металлоорганические соединения и др. В настоящее время кроме хлоридно-гидридной эпитаксии для получения наногетероструктур применяется МОС-гидридная и молекулярная эпитаксия, совершенствуется метод молекулярного наслаивания [1–3]. Длительная разработка оптимальных технологических условий получения новых материалов требует создания математических, физических и других принципов моделирования этих процессов. Хлоридно-гидридный метод продолжает совершенствоваться для получения относительно толстых слоев функциональных гетероструктур.

В настоящей работе излагаются основы физико-химического моделирования на примере хлоридно-гидридной эпитаксии.

**Термодинамический анализ процесса кристаллизации из газовой фазы.** Согласно представлениям классической термодинамики мерой устойчивости системы является свободная энергия. Для процесса стационарного эпитаксиального роста этой мерой будет энергия кристаллизации, которая для случая двумерного зародышеобразования выражается уравнением Гиббса – Томсона:

$$\Delta G_{\text{кр}} = \frac{(\pi^{1/3} V^{2/3} \sigma)^2}{RT(\ln K_p^0 - \ln K_p^*)} = \frac{\Delta F^2}{-\Delta Z_{\text{н}}},$$

где  $V$  – мольный объем;  $\sigma$  – свободная поверхностная энергия;  $\ln K_p^0$ ,  $\ln K_p^*$  – константа равновесия взаимодействия компонентов при эпитаксии и на входе системы соответственно;  $\Delta F$  – межфазная энергия;  $\Delta Z_{\text{н}}$  – термодинамическое пересыщение.

В соответствии с основным уравнением Гиббса

$$\Theta = \frac{C}{RT} \left( \frac{d\sigma}{dC} \right),$$

где  $\Theta$  – степень покрытия при адсорбции;  $C$  – концентрация в исходной фазе.

При  $\Theta < 1$  изменение свободной поверхностной энергии пропорционально изменению термодинамического пересыщения. При снижении температуры пересыщение при постоянных парциальных давлениях реагентов на входе будет повышаться. Это приведет к увеличению межфазной энергии. Данные параметры входят в уравнение в разных степенях, поэтому этот факт будет определять резкое увеличение энергии кристаллизации в диффузионной области (лимитирующая стадия процесса – диффузионный массоперенос в газовой фазе). При достижении кинетической области (лимитирующая стадия – поверхностная диффузия) образуется хемосорбированный слой, который играет роль промежуточной фазы. Хемосорбированный слой компенсирует увеличение пересыщения на входе. Следовательно, межфазная энергия будет увеличиваться, но в меньшей степени, чем в диффузионной области. Температура, при которой наблюдается изменение характера зависимости  $\Delta G = f(T)$ , соответствует максимальной скорости роста. Таким образом, при увеличении температуры как в диффузионной, так и в кинетической областях будет уменьшаться энергия кристаллизации, но характер изменения будет разный. Уменьшение парциального давления исходных реагентов на входе, т.е. увеличение  $\lg K_p^*$ , требует для сохранения на поверхности хемосорбированного слоя увеличения  $\lg K_p^0$  (уменьшения температуры). Значит, максимальная скорость роста при снижении термодинамического пересыщения ( $\Delta Z_{\text{н}}$ ) будет наблюдаться при более низкой температуре и будет соответствовать более высокой энергии кристаллизации. Увеличение термодинамического пересыщения в системе способствует увеличению температуры, соответствующей максимальной скорости роста, и снижению минимальной энергии кристаллизации. В результате кристаллическая структура получаемого в оптимальном режиме материала улучшается.

**Оптимальные (соответственные) условия кристаллизации.** Чем выше температура и соответствующее ей пересыщение, тем более совершенные слои будут получаться при эпитаксиальном наращивании. В работах [4–6] показано, что на процесс кристаллизации в диффузионной области оказывают сильное влияние состав газовой

фазы и чистота исходных газовых реагентов. В кинетической области определяющим является качество подготовки подложек. Влияние чистоты исходных газовых смесей наименее выражено из-за блокировки растущей грани хемосорбированным слоем. Поэтому для повышения чистоты и улучшения воспроизводимости свойств слоев целесообразно реализовать процесс эпитаксиального наращивания в кинетической области. При этом энергия кристаллизации должна быть минимальной, т.е. вблизи температуры, соответствующей максимальной скорости роста.

Представляет интерес анализ изменения технологических режимов получения различных соединений в соответственных условиях, т.е. соединений с одинаковой степенью разупорядочения. Максимальное разупорядочение твердого тела происходит при температуре плавления  $T_{пл}$ , поэтому для двух различных соединений, получаемых в соответственных условиях, можно написать

$$\frac{T_{эп1}}{T_{эп2}} = \frac{T_{пл1}}{T_{пл2}},$$

где  $T_{эп}$  – температура эпитаксии.

Одним из соответственных условий наращивания является равенство скоростей роста. Скорость роста при получении соединений  $A^{III}B^V$  в процессе газовой эпитаксии определяется поверхностной концентрацией хлорида элемента третьей группы, которая в соответствии с уравнением Гиббса

$$\Theta = \frac{P}{RT} \frac{d\sigma}{dP}$$

зависит от его парциального давления в газовой фазе и свободной поверхностной энергии материала. Тогда для двух соответственных процессов имеем

$$\sigma_2 = \sigma_1 - RT \int_{P_1}^{P_2} \frac{\Theta}{P} dP.$$

При  $\Theta = \text{const}$

$$\frac{PT\Theta_2}{\Theta_1} \ln \frac{P_2}{P_1} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} - 1. \quad (1)$$

Анализ уравнения (1) показывает, что для рассматриваемого случая при увеличении  $\sigma_2$  в  $n$  раз по сравнению с  $\sigma_1$  парциальное давление  $P_2$  при  $T_1 = \text{const}$  увеличится в  $\exp(n-1/2)$  раз. Парциальное давление  $P_2$  при  $T_2$  определим по уравнению

$$\ln \frac{P_2}{P_1} = B \left( \frac{T_2 - T_1}{T_1 T_2} \right),$$

где  $B = \Theta$  – теплота адсорбции ( $\approx 2$  ккал);

$$P_2 = P_1 \exp \left( \frac{\Delta T}{T_2} \right).$$

Режиму получения разных соединений с одинаковой степенью упорядочения будут соответствовать различные энергии кристаллизации. Это связано с тем, что разным соединениям соответствуют и различные фундаментальные свойства, такие как теплота

образования, энтропия, ширина запрещенной зоны и т.д. Как показано в работе [7], физико-химические свойства соединений  $A^{III}B^V$  достаточно хорошо коррелируют друг с другом. Например, обнаружена связь теплоты образования и температуры плавления, свободной поверхностной энергии и среднего атомного номера [8]. Аналогичная корреляция должна наблюдаться и для энергии кристаллизации соединений с одинаковой степенью разупорядочения. С наибольшей вероятностью энергия кристаллизации  $G_{кр}$  должна коррелировать с теплотой плавления, или с теплотой атомизации  $H_{ат}$ . Так как теплота атомизации для соединений  $A^{III}B^V$  различается, то для создания одинаковой степени упорядочения необходимо затратить разную энергию:

$$\frac{\Delta G_{кр1}}{\Delta G_{кр2}} = \frac{\Delta H_{ат1}}{\Delta H_{ат2}}. \quad (2)$$

Учитывая уравнение (2), получаем

$$\frac{-\Delta Z_{н1}}{-\Delta Z_{н2}} = \frac{\Delta H_{ат1}}{\Delta H_{ат2}} \left( \frac{V_1^{2/3} \sigma_1}{V_2^{2/3} \sigma_2} \right)^2, \quad (3)$$

где  $\Delta Z_{ни}$  – термодинамическое пересыщение для  $T_{эп1}$  и  $T_{эп2}$ .

Уравнение (3) позволяет определить оптимальные условия кристаллизации одного из соединений и рассчитать режим эпитаксии других соединений в соответственных условиях.

**Соответственные условия эпитаксии соединений  $A^{III}B^V$ .** В настоящее время найдены оптимальные условия газофазной эпитаксии арсенида галлия на подложке арсенида галлия ориентации (001) [9–11]:  $T_{эп} = 998$  К,  $P_{GaCl} = 1,1 \cdot 10^{-2}$  атм.,  $P_{AsH} = 1,1 \cdot 10^{-2}$  атм. Согласно разработанным в настоящей работе физико-химическим представлениям о соответственных условиях, рассчитаны условия эпитаксии хлоридно-гидридным методом других соединений класса  $A^{III}B^V$  (табл.1).

Таблица 1

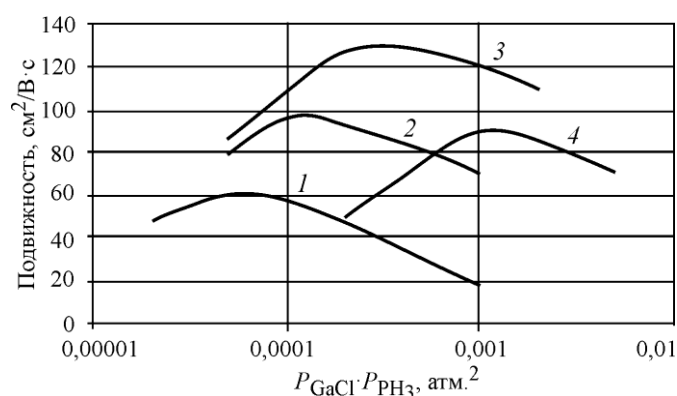
Исходные данные и результаты расчета соответственных условий получения соединений  $A^{III}B^V$  хлоридно-гидридным методом

Соединение $A^{III}B^V$	$T_{пл}$ , К	$V$ , см <sup>-3</sup>	$\Delta H_{ат}$ , ккал/ г-атом	$T_{эп}$ , К	$\sigma$ , эрг/см <sup>2</sup>		$P$ , атм.	
					(111)	(100)	GaCl	BH <sub>3</sub>
GaAs	1510	26,8	146	998	1300	–	$8,9 \cdot 10^{-3}$	$5,2 \cdot 10^{-3}$
					–	2200	$1,1 \cdot 10^{-2}$	$1,1 \cdot 10^{-2}$
GaP	1740	24,6	170	1150	1700	–	$1,1 \cdot 10^{-2}$	$2,5 \cdot 10^{-2}$
					–	2900	$1,4 \cdot 10^{-2}$	$5,2 \cdot 10^{-2}$
GaN	1973	13,7	202	1304	2815*	–	$1,4 \cdot 10^{-2}$	$1,7 \cdot 10^{-3}$
					–	4840**	$2,5 \cdot 10^{-2}$	$3,8 \cdot 10^{-3}$
InAs	1216	33,4	130	802	900	–	$5,8 \cdot 10^{-3}$	$2,1 \cdot 10^{-7}$
					–	1400	$7,2 \cdot 10^{-3}$	$3,5 \cdot 10^{-7}$
InP	1328	30,8	158	883	1100	–	$7,1 \cdot 10^{-3}$	$5,4 \cdot 10^{-5}$
					–	1900	$8,8 \cdot 10^{-3}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$
InN	1500	18,8	176	990	1620*	–	$9,1 \cdot 10^{-3}$	$3,4 \cdot 10^{-2}$
					–	2780**	$1,2 \cdot 10^{-3}$	$5,9 \cdot 10^{-2}$

\*Для (0001)

\*\*Для (1120)

**Эпитаксия фосфида галлия и твердых растворов на его основе.** Эпитаксию проводили хлоридно-гидридным методом на установке «Эпитрон-С». Хлорид галлия получали в результате взаимодействия хлористого водорода с жидким галлием. В качестве носителя фосфора использовали гидрид фосфора – фосфин. Качество полученных толстых слоев (до 20 мкм) определяли по электрофизическим параметрам. Методом Ван-Дер-Пау исследовали холловскую подвижность слоев, полученных в интервале температур 1093–1153 К, при различных соотношениях  $A^{III}/B^V$  на входе в реактор и различных парциальных давлениях исходных компонентов. Результаты приведены на рисунке. Из рисунка видно, что максимальная холловская подвижность  $140 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$  наблюдается при температуре 1133 К, соотношение  $A^{III}/B^V$  составляет 0,25, парциальное давление фосфина равно  $4 \cdot 10^{-2}$  атм. Эти результаты хорошо согласуются с данными, рассчитанными в приближении соответственных условий (см. табл.1).



Изменение подвижности носителей заряда в слоях фосфида галлия в зависимости от давления компонентов  $P_{\text{GaCl}} \cdot P_{\text{PH}_3}$  при различной температуре: 1 – 1093 К; 2 – 1113 К; 3 – 1133 К; 4 – 1153 К

The change in the mobility of charge carriers in the layers of gallium phosphide depending on the pressure component of  $P_{\text{GaCl}} \cdot P_{\text{PH}_3}$  at different temperatures: 1 – 1093 К; 2 – 1113 К; 3 – 1133 К; 4 – 1153 К

В полупроводниковой электронике требуются материалы для приборов с различными функциональными характеристиками. Для нахождения соответственных (оптимальных) условий эпитаксии твердых растворов  $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$  необходимы данные по изменению их фундаментальных свойств. Диаграмма состояния в системе GaAs-GaP изучена достаточно подробно [12]. Данная система хорошо описывается в рамках теории регулярных растворов. Энергия смешения равна 1000 кал (моль·К). Как показано, например, в работах [13–16], в системе GaAs-GaP наблюдается линейная зависимость от состава таких свойств, как параметр решетки, плотность и др. В связи с тем что в данной системе имеются отклонения от идеальности, вид зависимости некоторых свойств (теплоты образования и атомизации, микротвердости и др.) имеет или экстремальный характер, или отклоняющийся от линейной зависимости. Симбатность энергии смешения и микротвердости со свободной поверхностной энергией позволяет найти изменение свободной поверхностной энергии от состава твердого раствора  $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$ . В табл.2 приведены исходные и рассчитанные соответственные условия эпитаксии твердых растворов  $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$ .

Таблица 2

Исходные данные и результаты расчета соответственных условий получения GaAs<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub> хлоридно-гидридным методом

$x_{\text{GaP}}$ , мольные доли	$T_{\text{III}}$ , К	$V$ , см <sup>-3</sup>	$\Delta H_{\text{ат}}$ , ккал/ г-атом	$\sigma$ , эрг/см <sup>-2</sup>	$T_{\text{эп}}$ , К	$\sum P_{\text{ВН}_3}$ , атм.	$A^{\text{III}}/B^{\text{V}}$
0,1	1510	26,6	150	2250	1019	$1,3 \cdot 10^{-2}$	0,84
0,2	1570	26,3	153	2280	1039	$1,5 \cdot 10^{-2}$	0,73
0,3	1596	26,1	157	2340	1056	$1,9 \cdot 10^{-2}$	0,57
0,4	1620	25,9	159	2460	1072	$2,3 \cdot 10^{-2}$	0,47
0,5	1650	25,7	162	2700	1092	$3,7 \cdot 10^{-2}$	0,29
0,6	1670	25,5	164	3000	1105	$5,7 \cdot 10^{-2}$	0,19
0,7	1680	25,2	166	3150	1119	$6,6 \cdot 10^{-2}$	0,16
0,8	1710	25,0	168	3090	1132	$6,4 \cdot 10^{-2}$	0,17
0,9	1725	24,8	169	2940	1142	$5,9 \cdot 10^{-2}$	0,19

Полученные результаты показывают, что существует экстремальная зависимость соотношения компонентов  $A^{\text{III}}/B^{\text{V}}$  и максимальное парциальное давление пара гидридов в процессе эпитаксии. Максимальное давление пара гидридов требуется при получении твердых растворов с концентрацией  $x_{\text{GaP}} = 0,7$  мольных долей. Для получения слоев с концентрацией  $x_{\text{GaP}} = 0,4$  мольных долей необходимо поддерживать соотношение  $A^{\text{III}}/B^{\text{V}} \sim 0,47$ .

Эпитаксия GaAs<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub> также проводилась хлоридно-гидридным способом. Носителями мышьяка и фосфора являлись арсин и фосфин. Получены эпитаксиальные структуры GaAs<sub>0,6</sub>P<sub>0,4</sub>/GaAs и GaAs<sub>0,3</sub>P<sub>0,7</sub>/GaP ориентации (001). Оптимизацию проводили по измерениям плотности дислокаций в слоях и холловской подвижности. Минимальная плотность дислокаций  $1 \cdot 10^4 - 2 \cdot 10^4$  см<sup>-3</sup> и максимальная подвижность 2000–2500 см<sup>2</sup>/(В·с) при концентрации носителей заряда  $1 \cdot 10^{16} - 3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup> для GaAs<sub>0,6</sub>P<sub>0,4</sub>/GaAs наблюдалась при температуре 1080 К, давлении гидридов мышьяка и фосфора  $2,5 \cdot 10^{-2}$  атм. и при соотношении  $A^{\text{III}}/B^{\text{V}}$ , равном 0,5. Для эпитаксиальных структур GaAs<sub>0,3</sub>P<sub>0,7</sub>/GaP минимальная плотность дислокаций составляла  $1 \cdot 10^5 - 3 \cdot 10^5$  см<sup>-3</sup> при температуре 1130 К, давлении гидридов  $7 \cdot 10^{-2}$  атм. и соотношении  $A^{\text{III}}/B^{\text{V}}$ , равном 0,15. При этих же условиях наблюдалась максимальная холловская подвижность 250 см<sup>2</sup>/(В·с) при концентрации носителей заряда  $3 \cdot 10^{16} - 5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>. Результаты так же, как и для фосфида галлия, хорошо согласуются с расчетными соответственными условиями (см. табл.2).

На полученных образцах сделаны тестовые *p-n*-структуры. Эффективность составила более 100 мккд при 5 мА на чипе 0,3 x 0,3 мм. При изготовлении светоизлучающих диодов по стандартной технологии яркость  $L = 10 \dots 103$  кд/м<sup>2</sup>, сила света  $I = 100 \dots 120$  мккд и мощность излучения  $P = 101 \dots 102$  мВт.

Одной из актуальных и не решенных в полной мере проблем остается получение высококачественных подложек из GaN с низкой плотностью дефектов, что является необходимым условием для создания высокоэффективных приборов на основе нитридов галлия, алюминия и индия. В работах [17–23] показана возможность использования технического сапфира Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) для выращивания толстых слоев нитрида галлия со сниженным уровнем термоупругих напряжений и структурных дефектов. Выращивание слоев нитрида галлия хлоридно-гидридным методом проводилось при атмосферном давлении в горизонтальном реакторе, помещенном в многозонную печь с резистивным нагревом. Температура роста варьировалась в пределах 950–1050 °С. Скорость

роста, в зависимости от технологических режимов, изменялась от 60 до 100 мкм/ч. В качестве газа-носителя использовался аргон чистоты 99,997 %, источниками служили металлический Ga (99,9999 %) и газообразный NH<sub>3</sub> (99,999 %). Для хлорирования Ga использовали газообразный HCl чистоты 99,999 %. Толщины выращенных слоев составляли 600–700 мкм. Углубленная характеристика слоев GaN толщиной ~600 мкм выполнена с применением просвечивающей электронной микроскопии и оптических методов: спектроскопии комбинационного рассеяния света и фотолюминесценции. Полученные результаты показали, что выращенный эпитаксиальный материал имеет хорошее качество с высокой однородностью свойств по площади образцов. Аналогичные результаты получены и при эпитаксии нитрида галлия на кремнии [24]. Условия эпитаксии, приведенные в работах, очень хорошо коррелируют с рассчитанными соответственными условиями для нитрида галлия, приведенными в табл.1.

**Заключение.** Исследования показали, что основным фактором, определяющим условия эпитаксии, является свободная поверхностная энергия, которая зависит от уровня легирования эпитаксиальных структур. Это позволяет утверждать, что условия эпитаксии таких материалов также изменяются. Полупроводниковая электроника требует создания материалов со специфическими свойствами, например *n*- или *p*-типа, с высокой или низкой концентрацией носителей заряда, легированных специальными примесями и т.д., поэтому реальные условия эпитаксиального наращивания отличаются от рассчитанных соответственных. Так, при легировании, например, теллуrom, опираясь на представления соответственных условий, необходимо увеличить соотношение  $A^{III}/B^V$ , что и наблюдалось при экспериментальном получении структур. При легировании цинком для достижения оптимальных условий кристаллизации необходимо увеличивать парциальное давление гидридов. Полученные легированные эпитаксиальные структуры GaAs<sub>0,6</sub>P<sub>0,4</sub> использовались для изготовления излучателей, на которых достигнуты высокие функциональные характеристики.

Реальные условия эпитаксии веществ во многом зависят от размеров и конструкции эпитаксиального реактора, расположения подложек, организации газовых потоков и др. Большое влияние может оказать чистота исходных веществ и качество подготовки подложек, но тем не менее разработанный метод нахождения соответственных условий с учетом специфических требований может быть успешно использован при получении новых типов структур, а также для оптимизации свойств структур, уже освоенных в производстве.

### Литература

1. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физматлит, 2007. – 416 с.
2. Гетероструктуры метаморфных GaInAs-фотопреобразователей, полученные методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках GaAs / С.А. Минтаиров, В.М. Емельянов, Д.В. Рыбальченко и др. // Физика и техника полупроводников. – 2016. – Т. 50. – Вып. 4. – С. 525–530.
3. Малыгин А.А. Нанотехнология молекулярного наслаивания (обзор) // Российские нанотехнологии. – 2007. – Т. 2. – № 3–4. – С. 87.
4. Дорфман В.Ф. Газофазная металлургия полупроводников. – М.: Металлургия, 1974. – 191 с.
5. Дорфман В.Ф. Микрометаллургия в микроэлектронике. – М.: Металлургия, 1978. – 272 с.
6. Ормонт Б.Ф. Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников. – М.: Высшая школа, 1973. – 656 с.
7. Карпетьянц М.Х. Методы сравнительного расчета физико-химических свойств веществ. – М.: Наука, 1965. – 421 с.
8. Вигдорович Е.Н., Вигдорович Н.Л. Микротвердость твердых растворов GaAsP // Журнал электронная техника. Сер. Материалы. – 1987. – Вып.1. – С. 65–66.
9. Детекторы на основе VPE-GaAs, компенсированного хромом / М.Д. Вилисова, Е.П. Другова, И.Ю. Полтавец и др. // Электронная промышленность. – 2002. – Вып. 2/3. – С. 53–55.

10. Влияние ориентации подложки на анизотропию скорости латерального роста GaAs в хлоридной газотранспортной системе / **С.Ю. Владимирова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева и др.** // Кристаллография. – 1996. – Т. 41. – № 5. – С. 932–934.
11. **Стрельченко С.С., Козлов Н.Ю.** Термодинамическая модель легирования арсенида галлия бериллием в хлоридно-гидридной газофазной эпитаксии // Электронный журнал: Наука, Техника и Образование. – 2015. – № 4 (4). – С. 183–190.
12. **Стрельченко С.С., Лебедев В.В.** Соединения  $A^{III}B^V$ : справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
13. **Егоров А.Ю., Егоров А.Ю., Крыжановская Н.В., Соболев М.С.** Оптические свойства квантово-размерных гетероструктур на основе твердых растворов  $GaP_xN_yAs_{1-x-y}$  // ФТП. – 2011. – Т. 45. – С. 1209–1213.
14. **Крыжановская Н.В., Егоров А.Ю., Пирогов Е.В., Соболев М.С.** Оптические свойства четверных полупроводниковых твердых растворов  $GaN_xAs_yP_{1-x-y}$  // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2012. – Т. 6. – С. 19–22.
15. **Соболев М.С.** Гетероэпитаксия упругонапряженных, упругокомпенсированных и метаморфных слоев твердых растворов  $A^3B^5$ : дис. ... канд. физ.-мат. наук. – СПб., 2015. – 170 с.
16. **Матешев И., Муленкова А., Туркин А., Шамков К.** Обзор новых светодиодных продуктов // Полупроводниковая светотехника. – 2013. – №5. – С. 30–32.
17. Оптические свойства толстых слоев нитрида галлия, выращенных хлорид-гидридной эпитаксией на структурированных подложках / **М.Г. Мынбаева, А.И. Печников, А.Н. Смирнов и др.** // Физика и механика материалов. – 2016. – Т. 29. – №1. – С. 24–31.
18. Пластины кристаллического GaN большой площади / **М.Г. Мынбаева, А.И. Печников, А.А. Ситникова и др.** // Письма в ЖТФ. – 2015. – Т. 41. – Вып. 5. – С. 84–90.
19. **Vougrov V.E., Kovsh A.R., Odnoblyudov M.A., Romanov A.E.** High quality GaN substrates for modern LED technology // LED Professional Review. – 2010. – Iss. 18. – P. 42–49.
20. **Ковш А., Николаев В., Одноблюдов М., Романов А.** Высококачественные подложки GaN для современной светодиодной индустрии // Полупроводниковая светотехника. – 2011. – № 5. – С. 30–33.
21. Effect of nano-column properties on self-separation of thick GaN layers grown by HVPE / **V.I. Nikolaev, A.A. Golovatenco, M.G. Mynbaeva et al.** // Physica Status Solidi C. – 2014. – Vol. 11. – Iss. 3–4. – P. 502–504.
22. Толстые эпитаксиальные слои нитрида галлия на кремниевой подложке / **Ш.Ш. Шарофидинов, А.А. Головатенко, И.П. Никитина и др.** // Физика и механика материалов. – 2015. – Т. 22. – Вып. 1. – С. 53–58.
23. Светоизлучающие *p-n*-структуры, выращенные хлорид-гидридной эпитаксией на структурированных подложках GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / **М.Г. Мынбаева, А.И. Печников, Ш.Ш. Шарофидинов и др.** // Физика и механика материалов. – 2015. – Т. 22. – Вып. 1. – С. 30–38.
24. Thick gan layers on silicon substrate / **V. Nikolaev, A. Golovatenco, M. Mynbaeva et al.** // Physica Status Solidi C. – 2014. – Vol. 11. – P. 624.

Поступила 14.02.2018. г.; принята к публикации 24.04.2018 г.

**Вигдорovich Евгений Наумович** – доктор технических наук, профессор кафедры оптических и биотехнических систем и технологий Физико-технологического института Московского технологического университета (Россия, 107076, г. Москва, Стромынка, д. 20), evgvig@mail.ru

## References

1. Gusev A. I. *Nanomaterials, nanostructures, nanotechnology*. Moscow, Fizmatlit, 2007. 416 p. (in Russian).
2. Mintairov S.A., Emel'yanov V.M., Rybalchenko D., Saleh R.A., Timoshina N.X., Schwartz M.Z., Kalyuzhny N. The metamorphic GaInAs heterostructure-solar cells obtained by the method of MOS-hydride epitaxy on GaAs substrates. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov = Physics and technology of semiconductors*, 2016, vol. 50, iss. 4, pp. 525–530. (in Russian).
3. Malygin A. A. Nanotechnology of molecular layering (review). *Rossiyskiye nanotekhnologii = Russian nanotechnology*, 2007, vol.2, no. 3–4, p. 87. (in Russian).
4. Dorfman V.F. *Gas-phase metallurgy of semiconductors*. Moscow, Metallurgy Publ., 1974, 191 p. (in Russian).
5. Dorfman V.F. *Micrometallurgy in microelectronics*. Moscow, Metallurgy Publ., 1978. 272 p. (in Russian).

6. Ormont B.F. *Introduction to physical chemistry and crystal chemistry of semiconductors*. Moscow, Higher school, 1973, 656 p. (in Russian).
7. Karapet'yants M.H. *Methods of comparative calculation of physical-chemical properties of substances*. Moscow, Nauka, 1965. 421 p. (in Russian).
8. Vigdorovich E.N., Vigdorovich N.L. Microhardness of solid solutions GaAsP. *Zhurnal elektronnyaya tekhnika, ser. Materialy = Journal of electronic engineering, ser. Materials*, 1987, vol. 1, pp. 65–66. (in Russian).
9. Milisova M.D., Drugova E.P., Poltavets, Y.I. et al. Detectors based on VPE GaAs, compensated with chromium. *Elektronnyaya promyshlennost' = Electronic engineering*, 2002, vol. 2/3, pp. 53–55. (in Russian).
10. Vladimirova S.Yu., Ivonin I.V., Lavrentieva L. G. et al. The influence of the substrate orientation on the anisotropy of the GaAs lateral growth rate in the chloride gas transportation system. *Kristallografiya = Crystallography*, 1996, vol. 41, no. 5, pp. 932–934. (in Russian).
11. Strelchenko S.S., Kozlov N.Y. Thermodynamic model for the doping of gallium arsenide with beryllium in the chloride-hydride vapor-phase epitaxy. *Elektronnyy zhurnal: Nauka, Tekhnika i Obrazovaniye = E-magazine: Science, technology and Education*, 2015, no. 4(4), pp. 183–190. (in Russian).
12. Strelchenko S.S., Lebedev V.V. *Compound III-V semiconductors. Handbook*. Moscow, Metallurgy, 1984, 144 p.
13. Egorov A.Yu., Kryzhanovskaya N.V., Sobolev M.S. Optical properties of quantum-sized heterostructures based on solid solutions  $\text{GaP}_x\text{N}_y\text{As}_{1-x-y}$ . *Semiconductors = Fizika i tekhnika poluprovodnikov*, 2011, vol. 45, pp. 1209–1213. (in Russian).
14. Kryzhanovskaya N.V., Egorov A.Y., Pirogov E.V., Sobolev M.S. Optical properties of Quaternary semiconductor solid solutions  $\text{GaN}_x\text{As}_y\text{P}_{1-x-y}$ . *Poverkhnost'. Rentgenovskiy, sinkhrotronnyy i neytronnyy issledovaniya = Surface. X-ray, synchrotron and neutron studies*, 2011, vol. 6, pp. 19–22. (in Russian).
15. Sobolev M.S. *Heteroepitaxy of elastic-stressed, elastic-compensated and meta-morphic layers of solid solutions  $A^3B^5$* . Cand. of phys. and math. sci. diss., St. Petersburg, 2015, 170 p. (in Russian).
16. Maleshev I., Mulenkova A., Turkin A., Shamkov K. A review of the new led products. *Poluprovodnikovaya svetotekhnika = Semiconductor lighting engineering*, 2013, no. 5, pp.30–32.
17. Mynbaeva M. G., Pechnikov A. I., Smirnov A. N., Kirilenko D. A., Reutov S. C., Sitnikova A. A., Odnoblyudov M. A., Bougrov V. E., Mynbaev K. D., Nikolaev V. I., Romanov A. E. Optical properties of thick layers of gallium nitride grown by chloride hydride epitaxy on structured substrates. *Fizika i mekhanika materialov = Materials Physics and Mechanics*, 2016, vol. 29, pp. 24–31. (in Russian).
18. Mynbaeva M.G., Pechnikov A.I., Sitnikova A.A., Kirilenko D.A., Lavrent'ev A. A., Ivanova E.V., Nikolaev V.I. Plate crystalline GaN large area. *Pis'ma v ZHTF = Technical physics letters*, 2015, vol. 41, iss. 5, pp. 84–90. (in Russian).
19. Bougrov V.E., Kovsh A.R., Odnoblyudov M.A., Romanov A.E. High quality GaN substrates for modern LED technology. *LED Professional Review*, 2010, iss. 18, pp. 42–49.
20. Kovsh A., Nikolaev V., Odnoblyudov M., Romanov A. High-quality GaN substrates for modern led industry. *Poluprovodnikovaya svetotekhnika = Semiconductor lighting engineering*, 2011, no. 5, pp. 30–33. (in Russian).
21. Nikolaev V.I., Golovatenko A.A., Mynbaeva M.G., Nikitina I.P., Seredova N. V., Pechnikov A.I., Bugrov V.E., Odnoblyudov M.A. Effect of nano-column properties on self-separation of thick GaN layers grown by HVPE. *Physica status solidi C*, 2014, vol. 11, iss. 3–4, pp. 502–504.
22. Sharofidinov Sh.Sh., Golovatenko A.A., Nikitina I.P., Seredova N.V., Mynbaeva M.G., Bugrov V.E., Odnoblyudov M.A., Stepanov S.I., Nikolaev V.I. Thick epitaxial layers of gallium nitride on silicon substrate. *Fizika i mekhanika materialov = Physics and mechanics of materials*, 2015, vol. 22, no. 1, pp. 53–58. (in Russian).
23. M. G. Mynbaeva, A. I. Pechnikov, Sharofidinov S. S., Bougrov V. E., Mynbaev K. D., Stepanov S. I., Odnoblyudov M. A., Romanov A. E., Nikolaev V. I. Light-emitting p–n structures, grown by chloride-hydride epitaxy on structured substrates,  $\text{GaN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ . *Fizika i mekhanika materialov = Materials Physics and Mechanics*, 2015, vol. 22, no.1, pp. 30–38. (in Russian).
24. Nikolaev V., Golovatenko A., Mynbaeva M., Nikitina I., Seredova N., Pechnikov A., Bougrov V., Odnoblyudov M. Thick gan layers on silicon substrate . *Physica Status Solidi C*. 2014, vol.11, p. 624.

Submitted 14.02.2018; Accepted 24.04.2018.

#### **Information about the author:**

**Eugene N. Vigdorovich** – Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Optical and Biotechnical Systems and Technologies Department, Institute of Physics and Technology, Moscow Technological University (Russia, 107076, Moscow, Stromynka, 20), evgvig@mail.ru