

# Твердые растворы $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ : проблемы стабильности состава

© В.Н. Брудный, М.Д. Вилисова, Л.Э. Великовский

Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
634050 Томск, Россия

E-mail: brudnyi@mail.tsu.ru

Поступила в Редакцию 8 августа 2019 г.

В окончательной редакции 12 августа 2019 г.

Принята к публикации 12 августа 2019 г.

Проанализированы фазовые диаграммы и условия выращивания твердых растворов  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  методами магнетронного распыления, молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Взаимная равновесная растворимость в широкой области составов толстых слоев данного раствора близка к нулю. При этом наличие упругих напряжений несоответствия для тонких слоев  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  сужает нестабильную область смешиваемости. Оптимизация условий выращивания позволяет получить однородные гомогенные слои  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  высокого качества, пригодные для производства барьерного слоя в  $\text{InAlN}/\text{GaN}$  — транзисторах с высокой подвижностью электронов.

**Ключевые слова:** твердый раствор  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ , фазовые диаграммы, зона несмешиваемости, фазовый распад, упругие напряжения несоответствия.

DOI: 10.21883/FTP.2019.12.48636.9239

## 1. Введение

Тройные твердые растворы  $\text{InAlN}$  рассматривают как альтернативу  $\text{AlGaIn}$  и  $\text{InGaIn}$  для применения в качестве барьерных слоев при производстве транзисторов с высокой подвижностью электронов (high electron mobility transistor, HEMT) гигагерцового диапазона. На гетерогранице барьерный слой/ $\text{GaIn}$  в HEMT формируется проводящий канал с высокой плотностью двумерного электронного газа (2DEG). При этом слой  $\text{InAlN}$  состава, соответствующего  $x \approx 0.17-0.18$ , близок по параметру решетки к буферному слою  $\text{GaIn}$ . Это позволяет создавать так называемые LM-гетероструктуры (LM — lattice matched)  $\text{InAlN}/\text{GaIn}$  с высоким уровнем спонтанной поляризации. Численные оценки показывают, что плотность 2DEG в квантовой стенке (QW) LM-структуры в разы превышает соответствующие данные для  $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$  [1–3]. Практическое применение  $\text{InAlN}$  сдерживается сложностью получения материала высокого качества из-за значительного несоответствия параметров решеток (13.5%) и энергий химической связи, 1.93 эВ ( $\text{InN}$ ) и 2.88 эВ ( $\text{AlN}$ ), а также условий роста этих соединений [4,5]. Если  $\text{InN}$  выращивают при температурах  $T \leq 700^\circ\text{C}$  и больших отношениях элементов V и III групп (V/III), то  $\text{AlN}$  — напротив, при  $T \geq 1100^\circ\text{C}$  и низких отношениях V/III. Это приводит к термодинамической нестабильности раствора  $\text{InAlN}$ , негомогенности его состава и возможности фазового распада. Поэтому большое внимание уделяется поиску технологических условий получения  $\text{InAlN}$  высокого структурного совершенства и однородного по составу.

## 2. Фазовая диаграмма $\text{InAlN}$

Исследования фазовых диаграмм и термодинамической стабильности растворов  $\text{AlGaIn}$ ,  $\text{InAlN}$  и  $\text{InGaIn}$  выполнены в [6–10]. При расчете свободной энергии  $G$  смешения (растворимости) использована модель регулярных растворов в предположении, что энтальпия смешения  $H$  определяется параметром взаимодействия  $\Omega$ . При этом равновесная растворимость (бинодальная точка при заданной температуре) рассчитывается как состав, для которого  $dG/dx = 0$ , а спиноподальный состав — как состав, для которого  $d^2G/dx^2 = 0$ . Фазовые диаграммы позволяют определить критическую температуру растворимости ( $T_c$ ), равновесный и метастабильный составы таких растворов. Рассчитанная без учета зависимости параметра  $\Omega$  от состава раствора  $\text{InAlN}$  фазовая диаграмма приведена на рис. 1, где сплошной линией представлена бинодальная кривая, а пунктирной — спиноподальная. Из рис. 1 следует, что при типичной температуре роста  $T_g = 1000\text{ K}$  равновесные растворимости  $\text{InN}$  и  $\text{AlN}$  близки к нулю, а максимальная метастабильная растворимость составляет  $\sim 10\%$ . В большой области составов сплавы  $\text{InAlN}$  нестабильны и для них возможен фазовый распад. Учет зависимости параметра  $\Omega$  от  $x$  несколько трансформирует фазовую диаграмму, делая ее асимметричной по отношению к точке  $x = 0.5$  [6,7]. Более значительные изменения фазовых диаграмм имеют место при учете в свободной энергии вклада упругих напряжений несоответствия между слоем  $\text{InAlN}$  и подложкой ( $\text{Si}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{InN}$ ,  $\text{GaIn}$ ,  $\text{AlN}$ ) [6,8]. По сравнению с ненапряженным объемным материалом в пленках  $\text{InAlN}$  существенно изменяется величина  $T_c$ . Так, для подложек  $\text{Si}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{InN}$  при всех составах сплава величина  $T_c$  уменьшается до отрицательных температур [8] (рис. 2). На подложках

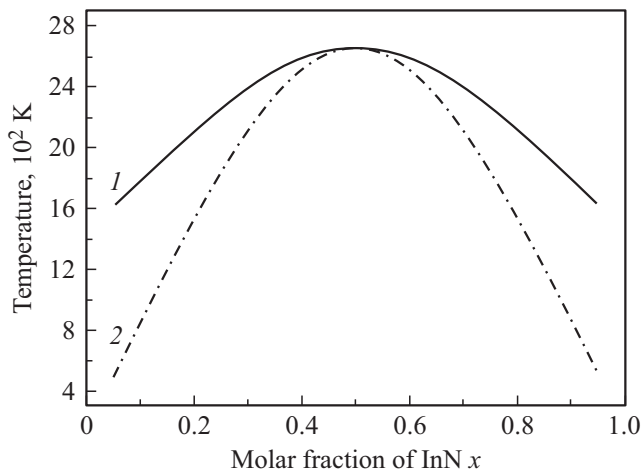


Рис. 1. Фазовая диаграмма тройного раствора  $wz$ -InAlN [6]: 1 — бинадальная кривая, 2 — спинопальная кривая.

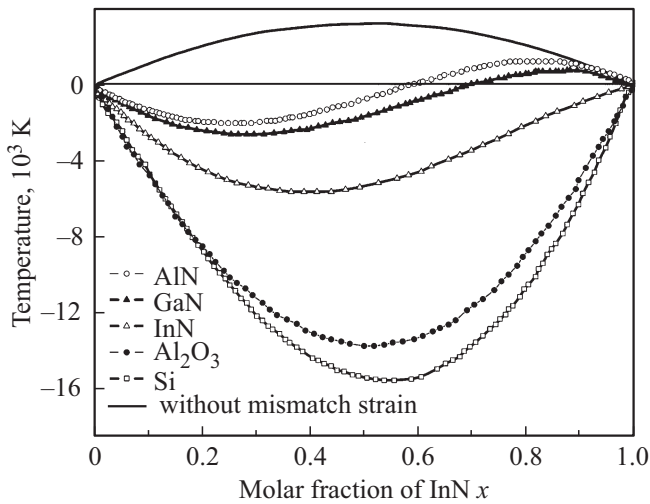


Рис. 2. Спинопальные кривые пленок  $wz$ -InAlN на различных подложках [8].

GaN и AlN сильное снижение критической температуры ( $T_c < 0$  K) имеет место в области составов с  $x < 0.6$ , но более слабое ( $T_c > 0$ ) при высоком содержании In, так что диаграмма  $T-x$   $In_xAl_{1-x}N$  приобретает форму волны. Согласно другим расчетам, при упругих напряжениях  $< 1.5\%$  сжатие и растяжение вызывают одинаковый эффект — снижение критической температуры растворимости [6]. При упругих напряжениях  $\geq 2\%$  напряжение сжатия увеличивает  $T_c$  от 2717 K для ненапряженного материала до 3336 K, а напряжение растяжения понижает ее до 925 K и сужает нестабильную область смешиваемости. Для ненапряженных растворов InAlN, InGaN и AlGaN в структуре вюрцита величина  $T_c$  по разным данным соответственно составляют: 2717, 1718, 177 K [6]; 3400, 1970, 181 K [9]; 2600, 1620, 247 K [10]. Из сопоставления фазовых диаграмм этих растворов и значений  $T_c$  следует, что в InAlN и InGaN нестабильная зона смешиваемости занимает широкую

область составов, в то время как в AlGaN она вообще отсутствует. В объемном InAlN при термическом равновесии и  $T_g = 900^\circ\text{C}$  зона несмешиваемости находится в области составов с  $x = 0.08-0.82$  [6],  $0.17-0.92$  [7],  $0.1-0.9$  [8], а в InGaN при  $T_g = 800^\circ\text{C}$  она соответствует  $x = 0.1-0.73$  [6],  $0.1-0.8$  [7]. При этом в эпитаксиальных пленках малые биаксиальные напряжения могут приводить к сужению области несмешиваемости [6,8].

### 3. Влияние условий роста на состав и структуру InAlN

Твердые растворы соединений III-N используют преимущественно в виде пленок на различных подложках. Из фазовых диаграмм следует, что во время роста в равновесных условиях возможен фазовый распад InAlN. Поэтому особый интерес представляют низкотемпературные методы роста в условиях, далеких от равновесия [2,11]. Впервые поликристаллические пленки InAlN были выращены при  $T_g \leq 400^\circ\text{C}$  методом радиочастотного реактивного распыления на предметном стекле микроскопа [12]. В последующих работах для получения пленок InAlN ( $0.07 < x < 0.88$ ) было использовано магнетронное распыление на кварцевом стекле [13,14],  $Al_2O_3$  [15,16] и MgO [17] при  $T_g = 100-500^\circ\text{C}$ . Такие пленки имели однофазный состав, т.е. спинопального распада не наблюдалось. Другим низкотемпературным способом получения пленок InAlN является молекулярно-лучевая эпитаксия (molecular beam epitaxy, MBE).

#### 3.1. Молекулярно-лучевая эпитаксия

При MBE-выращивании соединений III-N применяют главным образом две основных разновидности MBE-технологии. В PA-MBE в качестве источника азота используют молекулу  $N_2$ , в то время как в  $NH_3$ -MBE

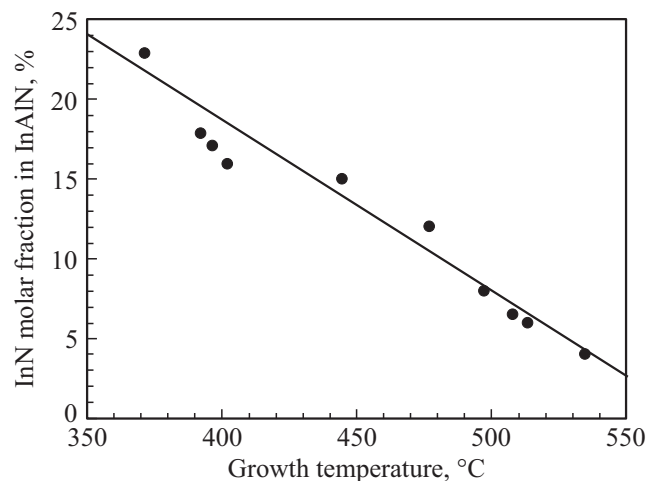
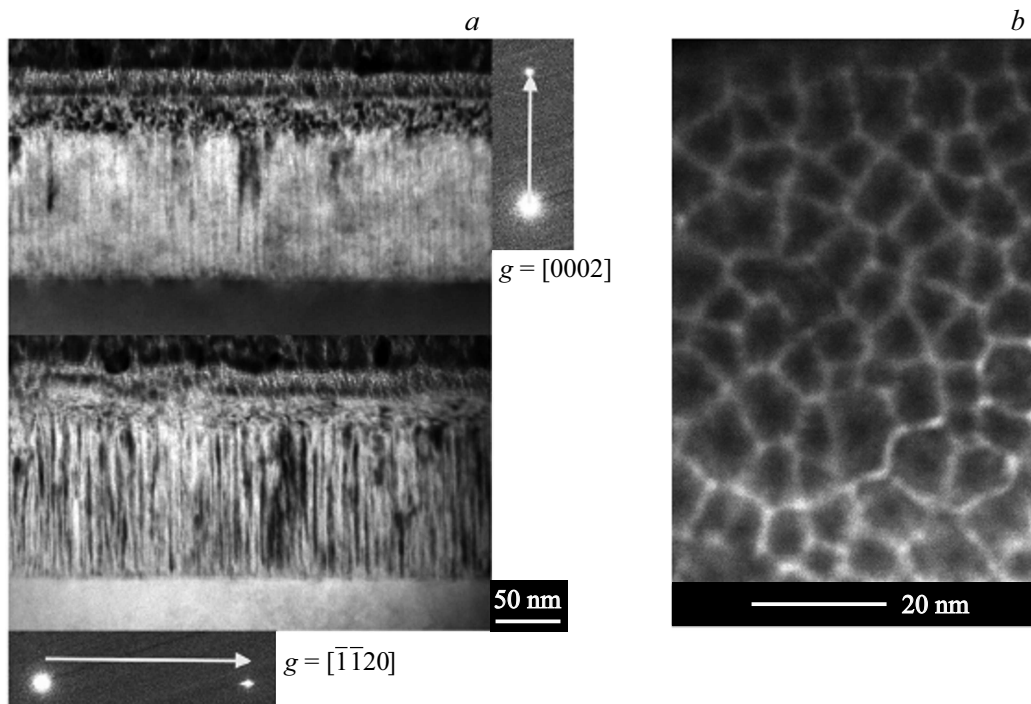


Рис. 3. Зависимость состава  $In_xAl_{1-x}N$  от температуры роста в MBE-системе [18].



**Рис. 4.** HAADF-изображение поперечного сечения (а) и поверхности (b) слоя  $\text{In}_{0.17}\text{Al}_{0.83}\text{N}$ , выращенного на темплейтах  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaN}$  [23].

для этого используется газообразный аммиак. Состав и структура слоев  $\text{InAlN}$  при этом зависят от температуры роста, и с ее повышением мольная доля  $\text{InN}$  в растворе линейно уменьшается [18,19] (рис. 3). При этом в слоях с низким содержанием  $\text{In}$  ( $x = 0.04$ ), выращенных при  $T_g \geq 500^\circ\text{C}$ , возникают трещины в результате упругих напряжений растяжения. При  $T_g = 400\text{--}450^\circ\text{C}$  состав слоев  $\text{InAlN}$  близок  $x \approx 0.17$ , они имеют высокое качество и гладкую морфологию поверхности. При  $T_g = 380^\circ\text{C}$  и мольной доле  $\text{InN}$   $x > 0.2$  на поверхности слоя наблюдаются кластеры  $\text{InN}$ , что свидетельствует о фазовом распаде [18].

На темплейтах  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaN}$  N-полярности при  $T_g = 550^\circ\text{C}$  получены слои  $\text{InAlN}$  (толщина  $d = 300\text{--}600$  нм,  $0.02 < x < 0.91$ ) без видимого фазового распада [19]. С повышением  $T_g$  увеличиваются флуктуации состава и при  $T_g > 600^\circ\text{C}$  на поверхности слоев появляются капли  $\text{In}$ , возможно, как результат спинодального распада. Наиболее совершенные слои LM- $\text{InAlN}/\text{GaN}$  без флуктуаций состава получены при  $T_g = 620^\circ\text{C}$  в системе с аммиаком [20]. Высокому качеству этих слоев способствуют рост в условиях избытка азота и более высокая температура роста в данной системе по сравнению с РА-МВЕ. В НЕМТ-структурах на основе таких слоев в 2DEG-области получены значения концентрации электронов  $n = 1.6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  и подвижности  $\mu = 1600 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ . Гомогенность слоев LM- $\text{InAlN}$  по составу зависит от скорости их роста ( $V_g$ ). Так при  $T_g = 420^\circ\text{C}$  и  $V_g = 350 \text{ нм/ч}$  слой  $\text{InAlN}$  (толщина  $d = 100$  нм) состоит из двух разделенных

резкой границей подслоев разной толщины и состава: в нижнем подслое  $d = 20$  нм,  $x = 0.34$ , а в верхнем  $d = 80$  нм,  $x = 0.16$  [21]. При более низких скоростях роста,  $V_g = 100 \text{ нм/ч}$ , получены гомогенные однофазные слои  $\text{In}_{0.18}\text{Al}_{0.82}\text{N}$  ( $d = 50$  нм). При этом в обоих случаях метод рентгеновской дифрактометрии (XRD) не обнаружил в слоях признаков фазового распада.

При исследовании структурными методами с высоким пространственным разрешением (HRTEM — high resolution transmission electron microscopy, HAADF — high angle annular dark-field imaging) в толстых слоях ( $d \geq 100$  нм)  $\text{InAlN}$  выявляются периодические латеральные изменения состава [22–24]. Так, на HAADF-изображении поперечного сечения слоев  $\text{In}_{0.17}\text{Al}_{0.83}\text{N}$  ( $d = 120$  нм), выращенных РА-МВЕ-методом при  $T_g = 480^\circ\text{C}$ , обнаружены многочисленные вертикальные линии, которые начинаются от гетерограницы  $\text{InAlN}/\text{GaN}$  и распространяются по всему слою  $\text{InAlN}$  (рис. 4, а) [23]. На изображении верхней поверхности слоя видна ячеистая микроструктура со средним диаметром ячеек  $\sim 10$  нм и расстоянием между ними  $\sim 1$  нм (рис. 4, b). Светлый контраст на рис. 4, а, b соответствует обогащенным  $\text{In}$  областям, а темный —  $\text{Al}$ . Согласно результатам атомно-зондовой томографии, при общей мольной доле  $\text{InN}$   $x = 0.22$  в слое его содержание в центре ячейки составляет  $x = 0.03$ , а на границах ячеек  $x = 0.26$ . Подобная картина модуляции фазового состава в виде колончатых доменов диаметром  $\sim 15$  нм наблюдалась в слоях  $\text{InAlN}$  с  $x = 0.13\text{--}0.16$ , выращенных при  $T_g = 610\text{--}620^\circ\text{C}$  в МВЕ-системе на

подложках AlN и GaN [24]. Установлено, что она появляется на ранней стадии роста, при этом концентрация In в образцах изменяется от 14% в центре доменов до 51% на границах доменов. Причины латеральной неоднородности состава обычно связывают с произвольными флуктуациями состава на ранних стадиях роста [22] либо со спинодальным распадом раствора. Рассматривается и другой механизм модуляции состава, согласно которому на начальных стадиях роста InAlN образуются монослойные островки, обогащенные Al в результате десорбции In при  $T_g \approx 500\text{--}600^\circ\text{C}$  [23,24]. В процессе роста атомы In накапливаются на поверхности и при коалесценции островков они внедряются преимущественно на их границах. Возникший градиент концентрации In поддерживается на протяжении всего процесса роста. Следует отметить, что недостаточно высокие температуры роста в МВЕ-процессе и соответственно малые давления азотсодержащих соединений приводят к более низкому качеству эпитаксиальных структур по сравнению с методом газовой фазной эпитаксии из металлоорганических соединений (metal-organic chemical vapour phase deposition, MOCVD).

### 3.2. Газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений

Состав, структура и свойства слоев InAlN в технологии MOCVD зависят от температуры роста [25–30], отношения компонентов V/III [27,28], скорости потоков триметилиндия (ТМИ), триметилалюминия (ТМА) и  $\text{NH}_3$  [30–32], давления в реакторе [31–33] и потока газа-носителя  $\text{N}_2$  [34]. Как и в МВЕ-процессе, мольная доля InN в InAlN линейно уменьшается с повышением температуры роста (рис. 5). С увеличением отношения V/III характер данной зависимости не изменяется, она лишь смещается в область более высоких температур. Наиболее качественные слои LM-InAlN, полученные при  $T_g = 800^\circ\text{C}$  и V/III = 8100, показывают высокую стабильность при нагреве до  $960^\circ\text{C}$ . При отклонении от этого состава в ту или другую сторону возрастает тенденция к деградации качества слоев [28]. При  $x < 0.16$  возникающие в слоях напряжения растяжения приводят к образованию трещин и дислокаций несоответствия, а при  $x > 0.20$  из-за напряжений сжатия увеличивается шероховатость поверхности и плотность дефектов [29].

При варьировании скоростей потоков ТМИ, ТМА,  $\text{NH}_3$  и давления в реакторе при  $T_g = 800^\circ\text{C}$  состав слоев изменяется в пределах мольной доли InN  $x = 0.05\text{--}0.25$ . При этом меняется морфология и структура слоя, но фазового распада не наблюдается. Однофазные слои с содержанием InN  $x = 0.57\text{--}1.0$  были выращены при  $600^\circ\text{C}$  и атмосферном давлении в реакторе [33]. На гомогенность состава таких слоев влияет скорость потока газа-носителя и при оптимальной скорости потока азота ( $F_{\text{opt}}$ ) получены однофазные слои  $\text{In}_{0.85}\text{Al}_{0.15}\text{N}$  [34]. При отклонении скорости потока от оптимального значения

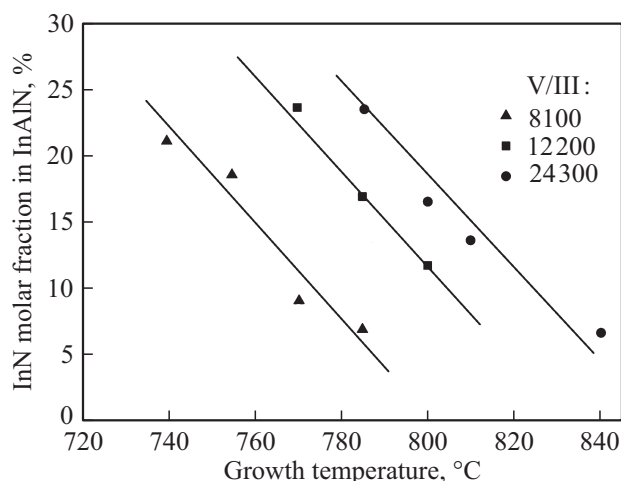


Рис. 5. Зависимость состава слоев  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  от температуры роста в MOCVD-системе при разных отношениях V/III [27].

наряду с основной фазой появляются и другие. Так, при  $F > F_{\text{opt}}$  — это фаза с более высоким содержанием Al и InN, а при  $F < F_{\text{opt}}$  — это фаза, обогащенная индием, а также металлический In. Считается, что изменение состава раствора происходит под влиянием двух факторов — адсорбция/десорбция In и паразитные реакции TMA с  $\text{NH}_3$  в газовой фазе, которые влияют на внедрение Al [34]. Слои InAlN во всем диапазоне составов ( $0 < x < 1$ ) были получены путем подбора условий выращивания ( $T_g$ , давление, V/III), близких к используемым при росте AlN или InN, для образцов с низким или высоким содержанием In соответственно [35]. Согласно данным XRD, слои толщиной 20–100 нм в области составов с  $0.13 < x < 0.32$  растут псевдоморфно без релаксации напряжений и имеют однофазный, однородный по глубине состав. При  $x > 0.30$  кристаллическое качество слоев ухудшается, и при  $x = 0.5\text{--}0.9$  появляется несколько фаз разного состава. HRTEM-исследования в области  $x = 0.16\text{--}0.27$  показали, что при  $x = 0.16$  слои имеют гомогенный состав, а при  $x = 0.18$  наблюдаются небольшие флуктуации состава [36]. При увеличении  $x$  появляется латеральная структурная негомогенность и начинает доминировать колончатый рост. При  $x = 0.27$  колончатый рост начинается от границы с подложкой и четко проявляется фазовый распад — в центре колонок наблюдается максимальное содержание Al, а верхняя часть колонок обогащена In. Из этого сделан вывод, что при  $T_g = 800\text{--}850^\circ\text{C}$  предельная растворимость In составляет 18%, а избыточные атомы In образуют фазу InN и обогащенные индием области. Следует заметить, что толщина слоев при этом составляла 120–300 нм, что значительно больше, чем в цитируемых выше работах, и что могло повлиять на процесс фазового распада. На рис. 6 приведены экспериментальные данные работ [35,36] вместе с расчетными спинодальными кривыми для слоев InAlN, выращенных на подложках GaN

и AlN [8]. Видно их неплохое соответствие — точки для гомогенных образцов с  $x = 0.10–0.32$  попадают в зону растворимости, а для образцов с фазовым распадом ( $x \geq 0.5$ ) находятся в зоне несмешиваемости или вблизи нее. Стабильность состава слоев InAlN ( $x = 0.17–0.21$ ) существенно зависит от их толщины [25,37–39]. Так, слои с  $d \leq 100–140$  нм, как правило, имеют однородный по объему состав. Выращенные в тех же условиях более толстые пленки представляют собой двухслойную структуру, в которой нижний слой с более высоким содержанием In растет псевдоморфно, а верхний слой релаксирован и имеет меньшее содержание In [25,37,38]. С увеличением толщины слоев до 250–500 нм ухудшаются морфологические характеристики поверхности и увеличивается плотность дефектов. На рис. 7 показано полученное методом просвечивающей электронной микроскопии (ТЭМ) темнопольное изображение поперечного сечения слоев  $In_{0.18}Al_{0.82}N$  ( $d = 140$  и 500 нм), выращенных на темплейтах  $Al_2O_3/GaN$  [39]. На изображениях слоя с  $d = 140$  нм, а также нижней части слоя  $d = 500$  нм виден однородный контраст, но при  $d > 200$  нм наблюдается сильная деградация структуры толстого слоя. Одновременно изменяется и состав этого слоя — мольная доля InN постоянна и равна 0.18 в его нижней части слоя, но линейно уменьшается, до 0.10, в верхней части. Механизм деградации структуры и состава толстых слоев InAlN обсуждался в ряде работ [38–42]. Многие авторы связывают его с проникающими из нижнего слоя GaN дислокациями с винтовой компонентой, на которых при определенной толщине слоя образуются V-дефекты (ямки) в форме перевернутых гексагональных пирамид с боковыми стенками-фасетками  $\{10\bar{1}1\}$  [38–41]. При дальнейшем росте слоя на наклонных фасетках зарождаются обедненные In кристаллиты вследствие низкой эффективности внедрения атомов индия. Последующий рост и коалесценция V-ямок приводят к формированию верхнего слоя с меньшим содержанием In и грубой пилообразной поверхностью (рис. 7). Однако по мнению авторов [42], образование V-дефектов не связано с дислокациями, а обусловлено кинетическим огрублением поверхности на начальной стадии роста слоя с образованием холмиков, из которых в дальнейшем формируются V-дефекты. При коалесценции V-дефектов происходит фазовое разложение в результате разной эффективности внедрения атомов In на выпуклых и вогнутых поверхностях V-дефектов. Несмотря на разные мнения по поводу механизма образования V-дефектов, именно они считаются ответственными за негомогенность состава и фазовое разложение в толстых слоях InAlN. В тонких слоях ( $d \leq 15$  нм) их плотность значительно ниже [43], что позволяет использовать такой раствор в качестве барьерного слоя в НЕМТ-структурах [44–48]. Так, в MOCVD-системе выращены гетероструктуры InAlN/GaN на подложке SiC, в 2DEG-области которых плотность электронов составляет  $n \approx 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  [49].

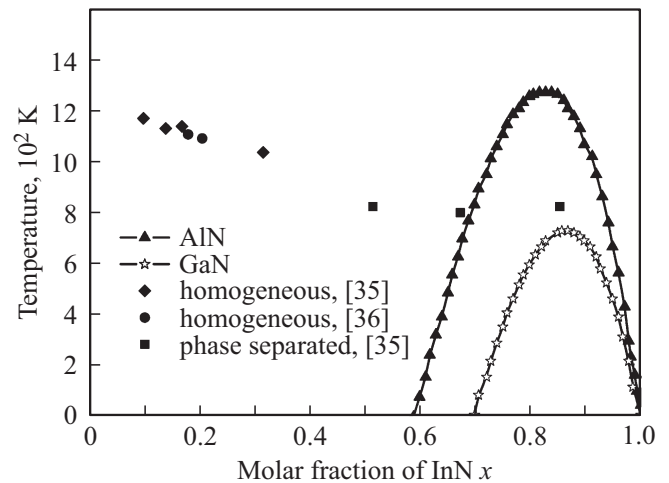


Рис. 6. Расчетные спиновальные кривые слоев  $wz$ -InAlN, выращенных на подложках GaN, AlN, [8] и экспериментальные данные работ [35,36].

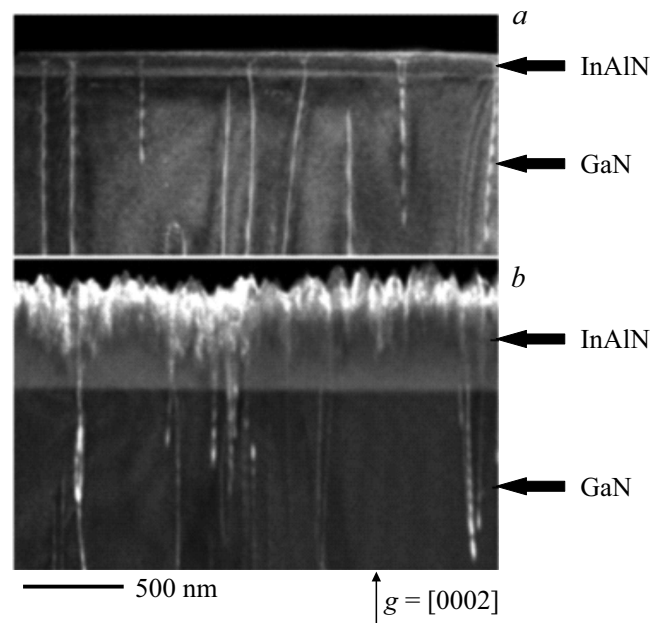


Рис. 7. ТЭМ-изображение поперечного сечения слоев  $In_{0.18}Al_{0.82}N$  толщиной 140 (a) и 500 нм (b), выращенных на темплейтах  $Al_2O_3/GaN$  [39].

Отметим, что при MOCVD-росте InAlN возможно образование четвертого раствора InAlGaIn за счет внедрения в решетку InAlN атомов Ga [50–52]. Содержание Ga в таких слоях зависит от условий роста и может достигать 24%. Источником Ga может являться буферный слой GaN или, что наиболее вероятно, образующийся после роста буферного слоя осадок на стенках реактора и держателе подложки. Значительно уменьшить эффект неконтролируемого внедрения Ga в слои InAlN позволяет увеличение общей скорости газового потока в реакторе. Более эффективным способом, особенно

при выращивании тонких слоев, является очистка реактора и смена держателя подложек перед осаждением InAlN [50–52].

Особенностью нелегированных слоев InAlN является их  $n$ -тип проводимости, что связывают с наличием вакансий азота и остаточным кислородом. Так, в слоях LM-InAlN  $n \approx (1-5) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , а с ростом мольной доли InN до 0.4 плотность электронов достигает  $\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$  [2,53]. В то же время в слоях AlGaIn повышение мольной доли AlN от 0.3 до 0.5 приводит к увеличению удельного сопротивления слоя от 0.18 до  $> 10^5 \text{ Ом} \cdot \text{см}$  предположительно за счет роста энергии активации остаточных доноров [54].

#### 4. Заключение

Из приведенных данных следует, что твердый раствор InAlN имеет широкую зону несмешиваемости,  $x = 0.1-0.9$ , в которой может наблюдаться фазовый распад. Ширина этой зоны изменяется под влиянием упругих напряжений несоответствия. Состав и структура слоев, полученных методами МВЕ и МOCVD, зависят от ряда параметров и в первую очередь от температуры роста. В обоих методах имеются оптимальные температуры, при которых растут однофазные гомогенные слои. В МOCVD методе эти температуры зависят от состава раствора и находятся в диапазонах  $800-840^\circ\text{C}$  для  $x < 0.5$  и  $600-700^\circ\text{C}$  при большем содержании In. При отклонении от оптимальных условий роста в обеих системах появляются тенденции к нестабильности состава и фазовому распаду. Нестабильность раствора InAlN проявляется в различных формах — 1) появление фаз другого состава, 2) образование двухслойной структуры с разным составом в верхнем и нижнем слоях, 3) латеральная модуляция состава — причем формы 2) и 3) наиболее характерны для толстых слоев ( $d > 100 \text{ нм}$ ). В таких слоях фазовое расслоение происходит уже при  $x = 0.18$ , причиной чего может быть высокая плотность дефектов (дислокаций, V-ямок). Понижение плотности дефектов достигается путем уменьшения толщины слоя и использованием подложек, обеспечивающих низкую плотность дислокаций в слоях, а также выращиванием слоев на подложках с малым отклонением от плоскости (0001), а также на полярных и полуполярных плоскостях.

#### Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке ПНИЭР „Исследования и разработки технологии изготовления сверхвысокочастотных монолитных интегральных схем на основе гетероструктур InAlN/GaN для изделий космического применения“ (Соглашение № 14.578.21.0240 от 26.09.2017 г.), УИР RFMEFI 57817X240.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] J. Kuzmík. IEEE Electron Dev. Lett., **22** (11), 510 (2001).
- [2] R. Butte, J.-F. Carlin, E. Felton, M. Gonschorek, S. Nicolay, G. Christmann, D. Simeonov, A. Castiglia, J. Dorsaz, H.J. Buehlmann, S. Christopoulos. J. Phys. D: Appl. Phys., **40**, 6328 (2007).
- [3] F. Medjdoub, J.F. Carlin, J.F. Gaguere, N. Grandjean, E. Kohn. Open Electrical Electronic Eng. J., **2**, 1 (2008).
- [4] H. Morkoc. *Handbook of nitride semiconductors and devices*. V. 1: *Materials properties, physics and growth*; V. 2: *Electronic and optical process in nitrides* (Wiley-VCH, Verlag, 2009).
- [5] S. Keller, P.S. DenBaars. J. Cryst. Growth, **248**, 479 (2003).
- [6] R. Mohamad, A. Bere, J. Chen, P. Ruterana. Phys. Status Solidi A, **214** (9), 1600752 (2017).
- [7] S. Karpov, N. Podolskaya, J. Zhmakin. Phys. Rev. B, **70**, 235203 (2004).
- [8] G. Zhao, X. Xu, H. Li, H. Wei, D. Han, Z. Ji, Y. Meng, L. Wang, S. Yang. Sci. Reports, **6**, 26600 (2016).
- [9] T. Takayama, M. Yuri, K. Itoh, J. Harris. J. Appl. Phys., **90**, 2358 (2001).
- [10] B. Burton, A. van de Walle, U. Kattner. J. Appl. Phys., **100**, 113528 (2006).
- [11] В.Н. Брудный, М.Д. Вилисова, Л.Э. Великовский. Изв. вузов. Физика, **61**, 142 (2018).
- [12] K. Starosta. Phys. Status Solidi A, **68**, K55 (1981).
- [13] Y. He, Y. Cao, R. Fu, W. Guo, Z. Huang, W. Wang. Appl. Surf. Sci., **256**, 1812 (2010).
- [14] T.S. Yeh, J.M. Wu, W.H. Lan. J. Cryst. Growth, **310**, 5308 (2008).
- [15] Q. Guo, T. Tanaka, M. Nishio, H. Ogawa. Jpn. J. Appl. Phys., **47** (1), 612 (2008).
- [16] K. Kabota, Y. Kobayashi, K. Fujimoto. J. Appl. Phys., **66**, 2984 (1989).
- [17] T. Seppänen, L. Hultman, J. Birch, M. Beckers, U. Kreissig. J. Appl. Phys., **101**, 043519 (2007).
- [18] K. Jeganathan, M. Shimizu. AIP Adv., **4**, 097113 (2014).
- [19] W. Terashima, S.B. Che, Y. Ishitani, A. Yoshikawa. Jpn. J. Appl. Phys., **45** (21), L539 (2006).
- [20] M. Hong, F. Wu, C.A. Hurni, S. Choi, J.S. Speck, U.K. Mishra. Appl. Phys. Lett., **100**, 072107 (2012).
- [21] J. Manuel, F. Morales, J. Lozano, D. Gonzalez, R. Garcia, T. Lim, L. Kirste, R. Aidam, O. Ambacher. Acta Materialia, **58** (12), 4120 (2010).
- [22] Z. Gacevic, S. Fernandez-Garrido, J.M. Rebled, S. Estrade, F. Peiro, E. Calleja. Appl. Phys. Lett., **99**, 031103 (2011).
- [23] S. Choi, F. Wu, R. Shivaraman, E.C. Young, J.S. Speck. Appl. Phys. Lett., **100**, 232102 (2012).
- [24] S.-L. Sahonta, G.P. Dimitrakopoulos, Th. Kehagias, J. Kioseoglou, A. Adikimenakis, E. Iliopoulos, A. Georgakilas, H. Kirmse, W. Neumann, Ph. Komninou. Appl. Phys. Lett., **95**, 021913 (2009).
- [25] K. Lorenz, N. Franco, E. Alves, S. Pereira, I.M. Watson, R.W. Martin, K.P. Donnel. J. Cryst. Growth, **310**, 4058 (2008).
- [26] J.S. Xue, J.C. Zhang, Y. Hao. Jpn. Appl. Phys. Lett., **52**, 08JB04 (2013).

- [27] Y. Sakai, P.C. Khai, J. Ichikawa, T. Egawa, T. Jimbo. *J. Appl. Phys.*, **109**, 033512 (2011).
- [28] A. Gadanez, J. Bläsing, A. Dadgar, C. Hums, A. Krost. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 221906 (2007).
- [29] Z.L. Miao, T.J. Yu, F.J. Xu, J. Song, L. Lu, C.C. Huang, Z.J. Yang, X.Q. Wang, G.Y. Zhang, X.P. Zhang, D.P. Yu, B. Shen. *Appl. Phys. Lett.*, **97**, 132114 (2010).
- [30] D.F. Brown, S. Keller, T.E. Mates, J.S. Speck, S.P. DenBaars, U.K. Mishra. *J. Appl. Phys.*, **107**, 033509 (2009).
- [31] R.B. Chung, F. Wu, R. Shivaraman, S. Keller, S.P. DenBaars, J.S. Speck, S. Nakamura. *J. Cryst. Growth*, **324**, 163 (2011).
- [32] H.P.D. Schenk, M. Nemoz, M. Korytov, P. Vennéguès, A.D. Dräger, A. Hangleiter. *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 081116 (2008).
- [33] Y. Houchin, A. Hashimoto, A. Yamamoto. *Phys. Status Solidi C*, **5**(6), 1571 (2008).
- [34] T. Kang, M. Yamamoto, M. Tanaka, A. Hashimoto, A. Yamamoto. *J. Appl. Phys.*, **106**, 053525 (2009).
- [35] C. Hums, J. Bläsing, A. Dadgar, A. Diez, T. Hempel, J. Christen, A. Krost, K. Lorenz, E. Alves. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 022105 (2007).
- [36] S. Kret, A. Wolska, M.T. Klepka, A. Letrouit, F. Ivaldi, A. Szczepańska, J-F. Carlin, N. Kaufmann, N. Grandjean. *J. Physics: Conf. Ser.*, **326**, 012013 (2011).
- [37] K. Lorenz, S. Magalhaes, N. Franco, N.P. Barradas, V. Darakchieva, E. Alves, S. Pereira, M.R. Correia, F. Munnik, R.W. Martin, K.P. O'Donnell, M. Watson. *Phys. Status Solidi B*, **247**(7), 1740 (2010).
- [38] Z.T. Chen, K. Fujita, J. Ichikawa, T. Egawa. *J. Appl. Phys.*, **111**, 053535 (2012).
- [39] Q.Y. Wei, T. Li, Y. Huang, J.Y. Huang, Z.T. Chen, T. Egawa, F.A. Ponce. *Appl. Phys. Lett.*, **100**, 092101 (2012).
- [40] P. Vennegues, B.S. Diaby, H. Kim-Chauveaul, L. Bodiou, H.P.D. Schenk, E. Frayssinet, R.W. Martin, I.M. Watson. *J. Cryst. Growth*, **353**, 108 (2012).
- [41] Th. Kehagias, G.P. Dimitrakopoulos, J. Kioseoglou, H. Kirmse, C. Giesen, M. Heuken, A. Georgakilas, W. Neumann, Th. Karakostas, Ph. Komninou. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 071905 (2009).
- [42] G. Perillat-Merceroz, G. Cosendey, J.F. Carlin, R. Butte, N. Grandjean. *J. Appl. Phys.*, **113**, 063506 (2013).
- [43] A. Minj, D. Cavalcoli, A. Cavallini. *Appl. Phys. Lett.*, **97**, 132114 (2010).
- [44] M. Gonschorek, J-F. Carlin, E. Feltin, M.A. Py, N. Grandjean. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 062106 (2006).
- [45] M. Miyoshi, Y. Kuraoka, M. Tanaka, T. Egawa. *Appl. Phys. Express*, **1**, 081102 (2008).
- [46] A. Dadgar, M. Neuburger, F. Schulze, J. Bläsing, A. Krtuschil, I. Daumiller, M. Kunze, K.-M. Günther, H. Witte, A. Diez, E. Kohn, A. Krost. *Phys. Status Solidi A*, **202**(5), 832 (2005).
- [47] J.S. Xue, Y. Hao, J.C. Zhang, X.W. Zhou, Z.Y. Liu, J.C. Ma. *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 113504 (2011).
- [48] N. Sarazin, O. Jardel, E. Morvan, R. Aubry, M. Laurent, M. Magis, M. Tordjman, M. Alloui, O. Drisse, J. Di Persio, M.A. di Forte Poisson, S.L. Delage, N. Vellas, C. Gaquière, D. Theron. *Electron. Lett.*, **43**(23), 1317 (2007).
- [49] A.V. Sakharov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, D.A. Zakheim, S.O. Usov, A.F. Tsatsulnikov, M.A. Yagovkina, P.E. Sim, O.I. Demchenko, N.Y. Kurbanova, L.E. Velikovskiy. *Semiconductors*, **52**(14), 1843 (2018).
- [50] M.D. Smith, E. Taylor, T.C. Sadler, V.Z. Zubialevich, K. Lorenz, H.N. Li, J. O'Connell, E. Alves, J.D. Holmes, R.W. Martin, P.J. Parbrook. *J. Mater. Chem.*, **2**, 5787 (2014).
- [51] S. Choi, H.J. Kim, Z. Lochner, J. Kim, R. Dupuis, A.M. Fischer, R. Juday, Y. Huang, T. Li, J. Huang, F.A. Ponce, J.-H. Ryou. *J. Cryst. Growth*, **388**, 137 (2014).
- [52] J. Kim, Z. Lochner, M.-H. Ji, S. Choi, H.J. Kim, R. Dupuis, A.M. Fischer, R. Juday, Y. Huang, T. Li, J. Huang, F.A. Ponce, J.-H. Ryou. *J. Cryst. Growth*, **388**, 143 (2014).
- [53] S. Yamaguchi, M. Kariya, S. Nitta, T. Takeuchi, C. Wetzel, H. Amano, I. Akasaki. *Appl. Phys. Lett.*, **76**(7), 876 (2000).
- [54] J. Li, K.B. Nam, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.*, **79**(20), 3245 (2001).

Редактор Л.В. Шаронова

## $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ solid solutions: compositional stability

V.N. Brudnyi, M.D. Vilisova, L.E. Velikovskiy

National Research Tomsk State University,  
634050 Tomsk, Russia

**Abstract** The phase diagrams and growth conditions of  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  solid solutions in magnetron sputtering, molecular-beam and gas-phase epitaxy from organometallic compounds are analyzed. Mutual equilibrium solubility in a wide range of compositions of thick layers of this solution is close to zero. Moreover, the presence of elastic misfit stresses for thin  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  films narrows the unstable mixing region. Optimization of the growing conditions makes it possible to obtain the homogeneous high-quality  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  layers suitable for the production of a barrier layer in an  $\text{InAlN}/\text{GaN}$  HEMT.