

# Влияние отношения потоков III и V групп на структурные, излучательные свойства и стимулированное излучение планарных структур с InGaN-слоями в ИК диапазоне

© Д.Н. Лобанов<sup>1</sup>, М.А. Калинин<sup>1</sup>, К.Е. Кудрявцев<sup>1</sup>, Б.А. Андреев<sup>1</sup>, П.А. Юнин<sup>1</sup>,  
А.В. Новиков<sup>1</sup>, Е.В. Скороходов<sup>1</sup>, З.Ф. Красильник<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603087 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: dima@ipmras.ru

Поступила в Редакцию 15 апреля 2024 г.

В окончательной редакции 20 июня 2024 г.

Принята к публикации 20 июня 2024 г.

Исследовано влияние соотношения потоков элементов III и V групп на особенности формирования, структурные, излучательные свойства, а также возможности получения стимулированного излучения в ИК диапазоне в планарных структурах со слоями InGaN с содержанием In  $\sim 50$ –100%. Обнаружено, что при температуре роста 470°C для получения однородных по составу слоев InGaN соотношение потоков III/V необходимо уменьшать по сравнению со стехиометрическим ( $III/V < 1$ ), чтобы подавить процессы разложения и фазового распада. Критическое значение III/V, необходимое для получения однородных растворов InGaN, немонотонно зависит от состава. По мере снижения содержания In до  $\sim 80\%$  это соотношение повышается с 0.75 до 0.85, что обусловлено стабилизацией раствора InGaN, так как связи атомов Ga-N сильнее связей In-N. При дальнейшем уменьшении содержания In до  $\sim 50\%$  соотношение III/V необходимо снижать для подавления процессов разложения и фазового распада. Оптимальное соотношение III/V с точки зрения наименьших порогов стимулированного излучения близко к критическому соотношению III/V для получения однородного InGaN данного состава. При значениях III/V больше критических в растворах InGaN наблюдаются процессы разложения и фазового распада, и стимулированное излучение в таких структурах не наблюдается. В случае уменьшения соотношения III/V существенно ниже критического значения в результате развития шероховатости поверхности и роста оптических потерь существенно увеличиваются пороги стимулированного излучения.

**Ключевые слова:** InGaN, молекулярно-пучковая эпитаксия, термическое разложение, спинодальный распад, стимулированное излучение.

DOI: 10.61011/FTP.2024.04.58547.6357H

## 1. Введение

Нитриды металлов III группы (AlN, GaN, InN) и их тройные растворы являются базовым материалом для эффективных оптоэлектронных устройств в ультрафиолетовой (GaN/AlGaN) и сине-зеленой (GaN/InGaN) областях спектра [1–3]. Квантовая эффективность оптоэлектронных устройств на основе InGaN быстро уменьшается с увеличением рабочей длины волны, что связано с ухудшением кристаллического качества структуры при увеличении содержания In в InGaN. Это привело к отсутствию коммерческих источников света на основе этого материала в красном и ИК диапазонах [4]. Основными проблемами здесь являются: высокая плотность дислокаций, наличие фазового распада, необходимость снижения температуры эпитаксии (из-за низких  $\sim 500^\circ\text{C}$  температур разложения InN) и усиление квантово-размерного эффекта Штарка [1–7].

В силу обозначенных выше проблем лишь относительно недавно авторами настоящей работы было продемонстрировано стимулированное излучение (СИ) от планарных слоев InGaN с содержанием In  $\geq 75\%$  в ближнем ИК диапазоне на длинах волн 1.1–1.65 мкм [8]. Образцы со слоями InGaN с содержанием In  $\sim 80$ –90% имели наименьший порог возбуждения, что связано с меньшими коэффициентами оже-рекомбинации по сравнению с InN. В то же время увеличение содержания Ga в InGaN до 25% приводило к резкому увеличению порога, что связывалось с общим ухудшением кристаллического качества InGaN по мере продвижения к растворам „средних“ составов, что связывалось с усилением процессов фазового распада и разложения. Для слоев InGaN „средних“ составов (50–60%) авторами настоящей работы было показано, что подавить разложение и фазовый распад можно понижением температуры роста (до  $\sim 380^\circ\text{C}$ ), однако это приводит к существенной деградации кристаллического качества и излучательных

свойств InGaN [9]. Однако и при достаточно высоких температурах роста ( $\sim 470^\circ\text{C}$ ) удается получать однородные растворы InGaN „средних“ составов за счет повышения потока азотной компоненты (или понижения соотношения потоков III/V), что приводит к подавлению процессов разложения и фазового распада с сохранением эффективной межзонной люминесценции [9,10].

В настоящей работе представлены результаты исследования соотношения потоков элементов III и V групп (III/V) на возможность формирования однородных слоев InGaN в широком диапазоне составов с содержанием In 50–100%, полученных методом плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии (ПА-МПЭ) при фиксированной высокой температуре роста ( $\sim 470^\circ\text{C}$ ). Исследовано влияние стехиометрии роста на достижимость стимулированного излучения в слоях InGaN указанных составов.

## 2. Методика эксперимента

Исследуемые слои InGaN были выращены на 2-дюймовых подложках сапфира ( $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) методом ПА-МПЭ на установке STE 3N3 (АО „НТО“). Высокотемпературные буферные слои AlN (200 нм) и GaN (700 нм) последовательно выращивались на сапфировой подложке при температурах ( $T_{gr}$ ) 820 и  $710^\circ\text{C}$  соответственно. Далее слой InGaN ( $\sim 700$  нм) с содержанием In 50–100% выращивался при гораздо более низкой температуре  $T_{gr} \sim 470^\circ\text{C}$ . Такая температура роста обеспечивала хорошее кристаллическое качество и интенсивный сигнал фотолюминесценции при комнатной температуре для слоев InGaN разного состава [8–10].

Для снижения плотности дислокаций несоответствия, возникающих из-за разницы параметров решеток InGaN и буферного слоя GaN, на начальном этапе роста активного слоя InGaN формировался тонкий слой InGaN ( $\sim 15$  нм) методом модуляции потоков металлов (ММЕ) при  $430^\circ\text{C}$  [11]. Потоки In и Ga включались и выключались одновременно при росте ММЕ и не менялись при росте основного слоя InGaN. Поэтому средний состав InGaN оставался неизменным. Так как общее количество накопленного металла в фазе металлобогатого роста ММЕ не превышало 2 МС, формирования сверхрешетки InN/InGaN при ММЕ росте не происходило, что подтверждалось с помощью рентгеноструктурного анализа [11]. Суммарная скорость осаждения металлов (In+Ga) во время осаждения основного слоя InGaN для всех образцов сохранялась неизменной и составляла 0.3–0.35 мкм/ч. Для создания потока активированного азота использовался источник плазмы RF Atom Source HD 25 (Oxford Applied Research); поток азота в процессе роста оставался неизменным на уровне 2 sccm (стандартных кубических сантиметров в минуту),

мощность разряда источника азотной плазмы варьировалась в диапазоне 160–200 Вт, обеспечивая соотношение III/V  $\sim 0.6$ –0.9.

Выращенные образцы были охарактеризованы методами рентгеновской дифракции (РДА), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), фотолюминесцентной (ФЛ) спектроскопии и измерениями эффекта Холла.

Плотность дислокаций определялась по полуширине дифракционных пиков, зарегистрированных при сканировании в направлениях (0004) и (10 $\bar{1}$ 2), в соответствии с методом, описанным в работе [12], а концентрация электронов — по данным измерений эффекта Холла.

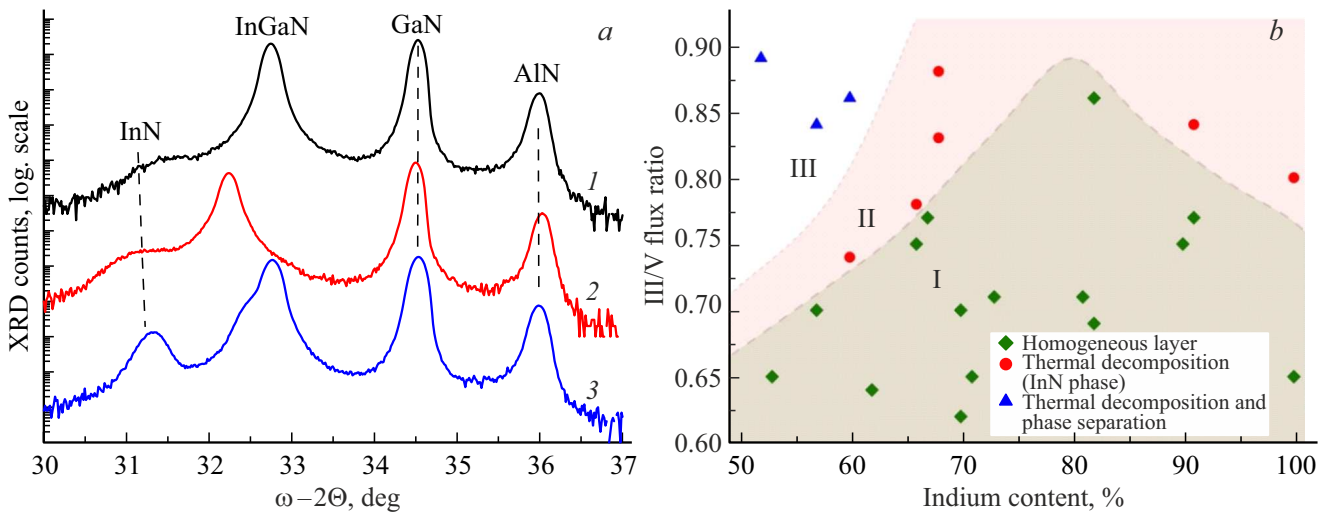
Для измерений ФЛ образцы возбуждались диодным лазером непрерывного действия (CW), работающим на длине волны 650 нм. Спектр регистрировался с помощью решеточного спектрометра Action 2300i, оснащенного диодной матрицей InGaAs (OMA-V, Princeton Instruments), охлаждаемой жидким азотом. Режим стимулированного излучения реализовывался при возбуждении импульсным оптическим параметрическим генератором, перестраиваемым в диапазоне  $\lambda = 0.45$ –2.3 мкм, с плотностью мощности накачки до 300 кВт/см<sup>2</sup> при длительности импульса 10 нс и частоте повторения 10 Гц.

## 3. Результаты и обсуждение

Основная роль в исследовании однородности получаемых слоев InGaN, установлении признаков наличия в них термического разложения или фазового распада осаждаемого слоя отводилась методу рентгеновской дифракции, в котором анализировался вид кривой качания  $\omega - 2\theta$  отражения (0004). Оценивались однородность (симметричность) основного пика InGaN и наличие отклика, соответствующего InN. Для иллюстрации применяемого подхода типично измеряемые РД-спектры структур с активным слоем InGaN приведены на рис. 1, а (номера кривых соответствуют номерам образцов в таблице).

Здесь кривая 1 (с симметричным пиком отражения InGaN) соответствует формированию однородного слоя InGaN, кривая 2 (содержащая отклик бинарного InN) — слоя с частичным разложением, а кривая 3 (с сигналом от от InN и с плечом при основном пике от InGaN, свидетельствующем о наличии фазы InGaN с составом, отличным от основного) — слоя с выраженным фазовым расходом и частичным разложением.

Подобным образом, на базе анализа РД-спектров набора исследуемых образцов, была построена диаграмма устойчивости высокотемпературного МПЭ ПА роста слоев InGaN в зависимости от номинального состава слоя и отношения потоков III/V. Эта диаграмма, представленная на рис. 1, b, отображает три обозначенных выше режима роста, условно разделенных на плоскости параметров штриховыми линиями, и



**Рис. 1.** *a* —  $(0004)$   $\omega - 2\theta$  спектры рентгеновской дифракции образцов 1, 2 и 3 из таблицы. Рефлексы GaN и AlN соответствуют буферным подслоям. *b* — диаграмма устойчивости высокотемпературного МПЭ ПА роста слоев InGaN в зависимости от номинального состава слоя и отношения потоков III/V. Штриховая линия (проведена для наглядности) отделяет область параметров, где возможно получение однородных слоев InGaN (I) от области где наблюдается термическое разложение InGaN слоя (II). Двойная штриховая линия (проведена для наглядности) отделяет область параметров, где наблюдается термическое разложение (II) от области, где наблюдается термическое разложение с фазовым распадом (III)

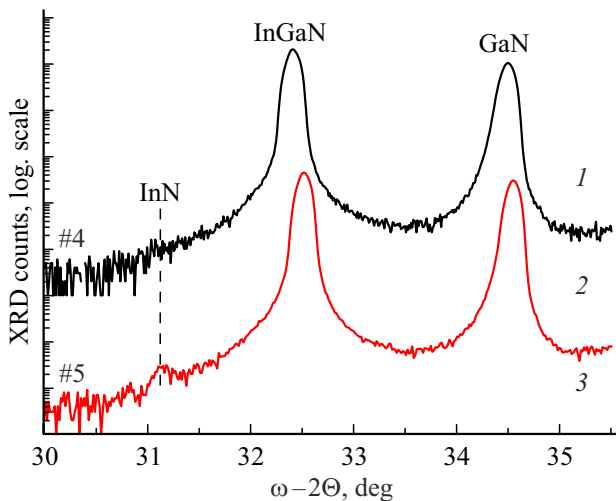
Основные параметры исследуемых структур с InGaN-слоями. Указаны доля индия ( $x_{In}$ ) в составе тройного раствора, отношение потоков элементов (III/V) в процессе роста, плотность дислокаций ( $N_D$ ), фоновая концентрация электронов ( $n_e$ ) и порог ( $P_{th}$ ) перехода к стимулированной эмиссии (при наличии) для температуры  $T = 77$  К

Номер образца	$x_{In}$ , %	III/V	$N_D$ , $10^{-10}$ см $^{-2}$	$n_e$ , $10^{19}$ см $^{-3}$	$P_{th}$ , кВт/см $^2$
1	53	0.65	24	1.9	—
2	67	0.88	7.3	2	—
3	52	0.88	20	1.2	—
4	62	0.64	5.9	1.7	110
5	61	0.74	6.2	1.6	—
6	72	0.71	6.1	1.9	35
7	70	0.67	4.9	1.7	20
8	68	0.65	5	1.5	90
9	70	0.62	5.4	1.6	90
10	65	0.83	12	2	—
11	82	0.69	3.2	1.7	5.2
12	78	0.6	4.5	1.8	55
13	57	0.7	12	1.2	—
14	90	0.75	4.2	1.9	40
15	100	0.65	2.9	1.4	60

различающихся ролью поверхностной диффузии адатомов. Так, наибольшее обогащение азотной компонентой (III/V  $\sim 0.65-0.7$ ) способствует подавлению диффузионных процессов и быстрому встраиванию адатомов металла в растущий слой; в этом режиме (I на рис. 1, *b*) для всех опробованных составов тройного раствора InGaN

формируется однородный слой. По мере снижения потока азотной компоненты (увеличения соотношения III/V) преимущественное встраивание атомов Ga и десорбция In определяют переход к росту InGaN с накоплением металлического индия на ростовой поверхности (II на рис. 1, *b*). Формирование видимой в РД-спектрах фазы InN происходит здесь по окончании роста слоя InGaN, при выдержке образца в потоке азотной плазмы в процессе остывания [10]. В случае же дальнейшего увеличения отношения III/V и приближения к металлобогатенным условиям роста возникают выраженные флуктуации состава и фазовый распад растущего слоя (III на рис. 1, *b*). По-видимому, этот режим обеспечивается высокой поверхностной диффузией адатомов металла за счет хорошо известного из литературы формирования металлического бислоя [13,14].

Можно отметить, что при снижении содержания In от 100 до 80% критическое значение соотношения III/V для начала разложения увеличивается, а по мере приближения к „средним“ составам снижается. Это говорит о том, что и скорость разложения InGaN при выбранной температуре роста ведет себя аналогичным образом — для подавления разложения растворов InGaN с содержанием In  $\sim 80\%$  нужен меньший поток азота, чем в случае роста бинарного InN или InGaN с содержанием In  $\sim 50\%$ . Похожее поведение критической температуры разложения InGaN от состава наблюдалось в работе [15]. Добавление небольшого числа атомов Ga (до  $\sim 20\%$ ) сначала стабилизирует раствор InGaN, так как связи Ga-N сильнее In-N, что приводит к росту температуры разложения InGaN. Однако при дальнейшем увеличении



**Рис. 2.** (0004)  $\omega - 2\theta$  спектры рентгеновской дифракции образцов с  $\text{In}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{N}$ -слоями, выращенными при соотношении III/V  $\sim 0.74$  (образец 5, с разложением) и III/V  $\sim 0.64$  (образец 4, однородный).

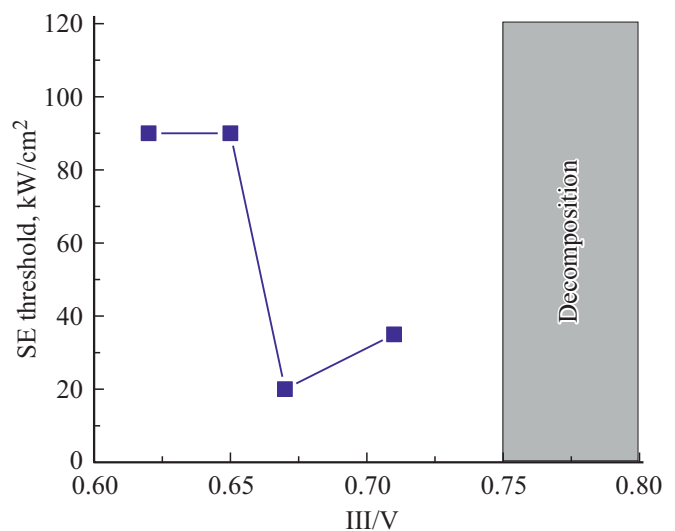
содержания Ga температура разложения резко падает, что связывается с усиливающимися процессами фазового распада. Стоит также отметить, что при температурах роста InGaN в данной работе ( $\sim 470^\circ\text{C}$ ) при снижении содержания In до  $\sim 70\%$  в слоях InGaN независимо от соотношения III/V не наблюдается фазового распада. По-видимому, для растворов InGaN с содержанием In  $> 70\%$  для используемых температур роста условия формирования существенно ближе к равновесным по сравнению со „средними“ составами, и проявления фазового распада не наблюдается даже при переходе к металлобогатым условиям роста. В то же время для диапазона составов 50–60% при увеличении соотношения потоков III/V сначала начинается разложение InGaN, а при дальнейшем увеличении III/V дополнительно наблюдается фазовый распад.

Обнаруженные структурные особенности слоев InGaN оказывают существенное влияние на их оптические свойства. На рис. 2,а представлены результаты РДА двух образцов с InGaN-слоями с содержанием In  $\sim 60\%$ , но с разным соотношением III/V  $\sim 0.74$  и  $0.64$  (см. таблицу, образцы 4 и 5). В первом случае наблюдается разложение InGaN — в спектре РДА присутствует слабый сигнал от бинарного InN, во втором — слой InGaN однороден. По данным РДА и измерений эффекта Холла, у обоих образцов близкая плотность прорастающих дислокаций и фоновая концентрация электронов, что говорит о схожем уровне структурного совершенства образцов (см. таблицу). Однако эксперименты по наблюдению стимулированного излучения показали, что СИ в образце с частичным разложением InGaN не наблюдается, а однородный InGaN демонстрирует СИ с порогом  $\sim 110 \text{ кВт/см}^2$  при  $77 \text{ К}$  (см. таблицу).

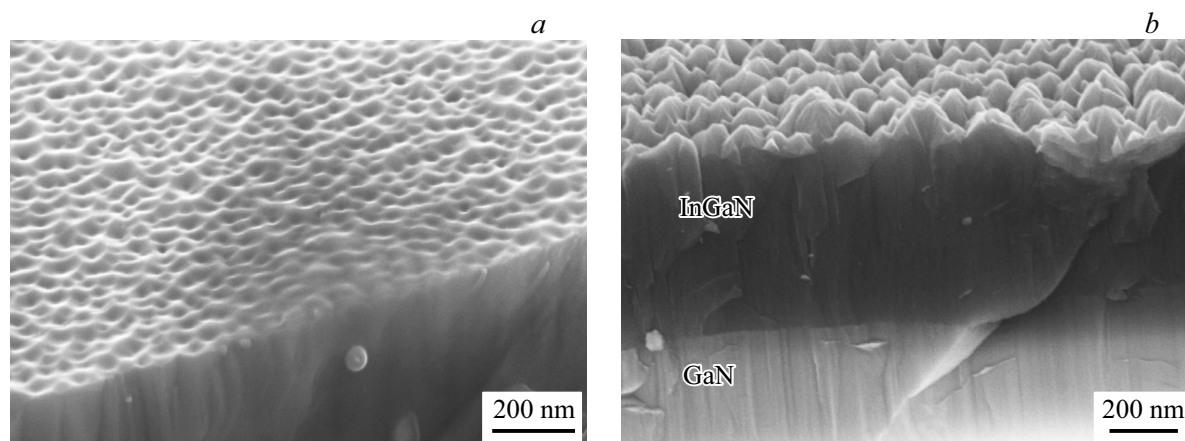
Предполагается, что отсутствие СИ, несмотря на интенсивную ФЛ, в образце, выращенном в условиях разложения, связано с металлобогатыми условиями роста, поскольку на поверхности присутствует металлический In. Как упоминалось выше, именно его наличие при выдержке образца в потоке азотной плазмы в процессе остывания приводит к формированию видимой в РД-спектрах фазы InN. Ранее нами было показано, что рост InN в металлобогатых условиях приводит к формированию связанных с наличием избыточных атомов In глубоких акцепторных уровней, которые, по-видимому, ответственны за быструю рекомбинацию по механизму Шокли-Рида-Холла, и СИ в таких слоях InN также не наблюдается [16].

На рис. 3 представлена зависимость наблюдаемых порогов стимулированного излучения для образцов с InGaN с содержанием In  $\sim 70\%$  (данные из таблицы для образцов 6–9).

В экспериментах, направленных на регистрацию стимулированной эмиссии, СИ наблюдалось только в образцах с однородными слоями InGaN (незакрашенная область на рис. 3), в то время образцы с InGaN, полученным в условиях разложения, не демонстрировали СИ независимо от содержания In (серая область на рис. 3). Наименьшие пороги СИ для фиксированного состава InGaN наблюдались при соотношениях III/V, близких к критическим начала разложения. Дальнейшее снижение соотношения III/V приводило к росту порога наблюдения СИ (рис. 3). Согласно РДА, для однородных слоев InGaN с содержанием In  $\sim 70\%$  плотность прорастающих дислокаций слабо зависит от соотношения III/V, так же как фоновая концентрация электронов по данным



**Рис. 3.** Зависимость порогов стимулированного излучения образцов с InGaN-слоями, с содержанием In  $\sim 70\%$ , от соотношения III/V (см. таблицу, образцы 6–9). Серым цветом обозначена область параметров III/V, где наблюдается разложение слоев InGaN данного состава и отсутствует стимулированная эмиссия.



**Рис. 4.** СЭМ-изображения поверхности образцов 6 и 9 с однородными  $\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{N}$ -слоями, выращенными при соотношении III/V  $\sim 0.71$  (a) и  $0.62$  (b).

эффекта Холла (см. таблицу), что говорит о схожем уровне кристаллического качества.

При исследовании сколов и поверхности структур методами СЭМ было обнаружено, что при уменьшении III/V происходит развитие шероховатости поверхности (рис. 4, a и b), характерное для эпитаксии роста нитридов III группы методом МПЭ ПА [13,14,16].

Ранее нами было показано, что именно развитие шероховатости поверхности и рост связанных с ней оптических потерь ответственны за увеличение порога СИ в слоях InGaN при увеличении температуры роста, несмотря на улучшение кристаллического качества и увеличение сигнала фотолюминесценции [17]. Таким образом, именно развитие шероховатости поверхности полагается основной возможной причиной, приводящей к росту порога СИ при снижении соотношения III/V в однородных слоях InGaN.

#### 4. Заключение

Таким образом, в работе исследованы возможности получения в рамках высокотемпературного МПЭ ПА роста высококачественных, не демонстрирующих признаков термического разложения и фазового распада, планарных слоев InGaN с содержанием индия в пределах 50–100%. Только такие однородные структуры демонстрируют стимулированную эмиссию в ИК диапазоне, и показано, что они могут быть получены во всем рассматриваемом диапазоне составов тройного раствора за счет роста в азотобогащенных условиях ( $\text{III/V} < 1$ ). Отметим, что снижение отношения III/V ниже необходимых значений приводит к развитию шероховатости ростовой поверхности и увеличению оптических потерь, что определяет немонотонную зависимость порога возникновения СИ от соотношения III/N при фиксированном номинальном составе активного слоя

InGaN, с оптимумом вблизи границы термического разложения InGaN.

#### Финансирование работы

Работа выполнена на оборудовании УСУ „Фемтоспектр“ Центра коллективного пользования ИФМ РАН при поддержке Российского научного фонда (грант РНФ №24-22-00320).

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] R. Kour, S. Arya, S. Verma, A. Singh, P. Mahajan, A. Khosla. *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, **9**, 015011 (2020). DOI: 10.1149/2.0292001JSS
- [2] Z.C. Feng. *Handbook of Solid-State Lighting and LEDs* (Boca Raton, FL, CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017) p. 3. DOI: 10.1201/9781315151595
- [3] F. Roccaforte, M. Leszczynski. *Nitride Semiconductor Technology Power Electronics and Optoelectronic Devices* (Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2020) p. 254.
- [4] B. Damilano, B. Gil. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **48** (40), 403001, (2015). DOI: 10.1088/0022-3727/48/40/403001
- [5] C. Adelmann, R. Langer, G. Feuillet, B. Daudin. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 3518 (1999). DOI: /10.1063/1.125374
- [6] G.B. Stringfellow. *J. Cryst. Growth*, **312**, 735 (2010). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2009.12.018
- [7] H. Chen, R.M. Feenstra, J.E. Northrup, T. Zywiets, J. Neugebauer, D.W. Greve, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **18**, 2284 (2000). DOI: 10.1116/1.1306296
- [8] D.N. Lobanov, K.E. Kudryavtsev, M.I. Kalinnikov, L.V. Krasilnikova, P.A. Yunin, E.V. Skorokhodov, M.V. Shaleev, A.V. Novikov, B.A. Andreev, Z.F. Krasilnik. *Appl. Phys. Lett.*, **118**, 151902 (2021). DOI: 10.1063/5.0047674

- [9] Б.А. Андреев, Д.Н. Лобанов, Л.В. Красильникова, К.Е. Кудрявцев, А.В. Новиков, П.А. Юнин, М.А. Калинин, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник. ФТП, **56** (7), 700 (2022). DOI: 10.21883/FTR.2022.07.52763.18
- [10] М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, К.Е. Кудрявцев, Б.А. Андреев, П.А. Юнин, Л.В. Красильникова, А.В. Новиков, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник. ФТП, **57** (6), 444 (2023). DOI: 10.21883/FTR.2023.06.56472.38k
- [11] Б.А. Андреев, Д.Н. Лобанов, Л.В. Красильникова, К.Е. Кудрявцев, А.В. Новиков, П.А. Юнин, М.А. Калинин, Е.В. Скороходов, М.В. Шалеев, З.Ф. Красильник. ФТП, **55** (9), 766 (2021). DOI: 10.21883/FTR.2021.09.51292.22
- [12] M.A. Moram, M.E. Vickers. Rep. Progr. Phys., **72**, 036502 (2009). DOI: 10.1088/0034-4885/72/3/036502
- [13] E.J. Tarsa, B. Heying, X.H. Wu, P. Fini, S.P. den Baars, J.S. Speck. J. Appl. Phys., **82**, 5472 (1997). DOI: 10.1063/1.365575
- [14] E. Dimakis, E. Iliopoulos, K. Tsagaraki, A. Georgakilas. Appl. Phys. Lett., **86**, 133104 (2005). DOI: 10.1063/1.1891292
- [15] H. Komaki, T. Nakamura, R. Katayama, K. Onabe, M. Ozeki, T. Ikari. J. Cryst. Growth, **301**, 473 (2007). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2006.11.123
- [16] Б.А. Андреев, Д.Н. Лобанов, Л.В. Красильникова, П.А. Бущуйкин, А.Н. Яблонский, А.В. Новиков, В.Ю. Давыдов, П.А. Юнин, М.И. Калинин, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник. ФТП, **53** (10), 1395 (2019). DOI: 0.21883/FTR.2019.10.48296.42
- [17] K.E. Kudryavtsev, D.N. Lobanov, L.V. Krasilnikova, A.N. Yablonskiy, P.A. Yunin, E.V. Skorokhodov, M.A. Kalinnikov, A.V. Novikov, B.A. Andreev, Z.F. Krasilnik. ECS J. Solid State Sci. Technol., **11**, 014003 (2022). DOI: 10.1149/2162-8777/ac4d80

Редактор А.Н. Смирнов

## Influence of the ratio of group III and V fluxes on the structural, emissive properties and stimulated emission of planar structures with InGaN layers in the IR range

D.N. Lobanov<sup>1</sup>, M.A. Kalinnikov<sup>1</sup>, K.E. Kudryavtsev<sup>1</sup>, B.A. Andreev<sup>1</sup>, P.A. Yunin<sup>1</sup>, A.V. Novikov<sup>1</sup>, E.V. Skorokhodov<sup>1</sup>, Z.F. Krasilnik<sup>1,2</sup>.

<sup>1</sup>Institute for Physics of Microstructures Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup>Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** The influence of the ratio of fluxes of elements of groups III and V on the formation features, structural, emissive properties, as well as the possibility of obtaining stimulated emission in the IR range in planar structures with InGaN layers with an In content of  $\sim 50$ – $100\%$  has been studied. It was found that at a growth temperature of  $470^\circ\text{C}$ , in order to obtain InGaN layers of homogeneous composition, the III/V flow ratio must be reduced compared to the stoichiometric ( $\text{III/V} < 1$ ) in order to suppress the processes of thermal decomposition and phase separation. The critical III/V value required to obtain

homogeneous InGaN solutions depends non-monotonically on the composition. As the In content decreases to  $\sim 80\%$ , this ratio increases from 0.75 to 0.85, which is due to the stabilization of the InGaN solution, since the Ga-N atom bonds are stronger than the In-N bonds. With a further decrease in the In content to  $\sim 50\%$ , the III/V ratio must be reduced to suppress the processes of thermal decomposition and phase separation. The optimal III/V ratio, from the point of view of the lowest stimulated emission thresholds, is close to the critical III/V ratio for obtaining homogeneous InGaN of a given composition. At III/V values greater than critical, processes of thermal decomposition and phase separation are observed in InGaN solutions, and stimulated emission is not observed in such structures. If the III/V ratio decreases significantly below the critical value, as a result of the development of surface roughness and an increase in optical losses, the stimulated emission thresholds significantly increase.