

## Лазерное отделение пленок $n$ -GaN от подложек, основанное на эффекте сильного поглощения ИК излучения свободными носителями заряда в $n^+$ -GaN подложках

© М.В. Вирко\*, В.С. Коготков\*, А.А. Леонидов\*, В.В. Вороненков+, Ю.Т. Ребане+, А.С. Зубрилов+, Р.И. Горбунов+, Ф.Е. Латышев+, Н.И. Бочкарева+, Ю.С. Леликов+, Д.В. Тархин+, А.Н. Смирнов+, В.Ю. Давыдов+, Ю.Г. Шретер+

+ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

\* Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: y.shreter@mail.ioffe.ru

(Получена 22 октября 2015 г. Принята к печати 26 октября 2015 г.)

Рассмотрены физические и технологические основы метода отделения слабо и умеренно легированных пленок  $n$ -GaN от сильно легированных подложек  $n^+$ -GaN. В основе метода отделения лежит эффект поглощения лазерного ИК излучения на свободных носителях заряда, которое значительно сильнее в  $n^+$ -GaN пленках.

### 1. Введение

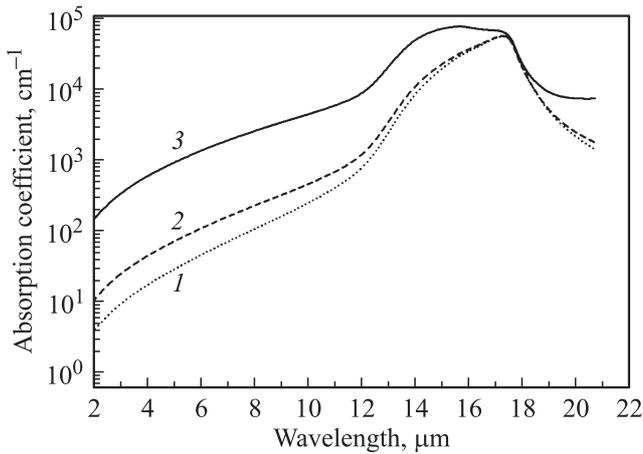
В последнее десятилетие нитрид галлия нашел широкое применение в производстве светодиодов синезеленой и ближней ультрафиолетовой областей спектра, лазерных диодов, а также в приборах силовой и СВЧ электроники. Одной из основных проблем, препятствующих дальнейшему развитию нитридной оптоэлектроники и силовой электроники, является отсутствие дешевых подложек объемного GaN. Существующие подложки объемного GaN имеют высокую стоимость, что ограничивает их использование в массовом производстве несмотря на известные преимущества гомоэпитаксии. Производители полупроводниковых приборов на основе структур InGaN/GaN и AlGaN/GaN используют ростовые подложки из сапфира, кремния и карбида кремния. Выращенные на этих подложках приборные структуры содержат большое количество дислокаций, что вызвано различием постоянных решеток GaN и материала подложки.

Решением этой проблемы может стать отделение пленок и приборных структур на основе GaN от подложки объемного GaN. Отделенная пленка переносится на подложку-носитель, а ростовая подложка реполируется и используется повторно [1,2]. Такой подход позволит уменьшить стоимость производства приборов путем многократного использования дорогих подложек GaN, а также повысить мощность приборов [3], используя подложки-носители с высокой теплопроводностью.

Известные в настоящее время методы отделения пленок GaN от ростовых подложек, а именно „умный рез“ (Smart-Cut) [4], лазерное отделение (Laser Lift-Off) [5,6], химическое отделение с помощью различных жертвенных слоев (Chemical Lift-Off) [7–11] и электрохимическое травление [12], не могут решить эту задачу. Процесс Smart-Cut, основанный на облучении отделяемой пленки ионами гелия или водорода, позволяет по-

вторно использовать ростовые подложки после процесса отделения, однако приводит к появлению дефектов в отделяемой пленке в процессе обработки. Метод Laser Lift-Off в силу его относительной простоты и дешевизны широко применяется в производстве светодиодов, но он применим только для отделения приборных структур от ростовых подложек из сапфира. Основное преимущество метода Chemical Lift-Off перед методами лазерного отделения заключается в отсутствии механических повреждений в отделяемых пленках, но он требует создания в выращиваемой структуре промежуточных жертвенных слоев, что негативно влияет на качество приборной структуры.

В данной работе рассмотрены физические и технологические основы процесса отделения пленок  $n$ -GaN от сильно легированных подложек  $n^+$ -GaN с использованием поглощения инфракрасного (ИК) излучения свободными носителями заряда. Показано, что на длине волны  $\lambda = 10.6$  мкм коэффициент поглощения в сильно легированных областях пленки GaN с концентрацией электронов  $n \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$  более чем на порядок превышает коэффициент поглощения в областях, где  $n \leq 10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Это дает возможность осуществить отделение подложки в приборных структурах светодиодов, лазерных диодов и диодов Шоттки, где часто тонкие, слабо и умеренно легированные слои полупроводниковой структуры выращиваются на подложках  $n^+$ -GaN. Освещая выращенную пленку или структуру со слабо легированной стороны CO<sub>2</sub>-лазером, можно реализовать образование пустот, заполненных газообразным азотом и жидким галлием на границе с сильно легированной подложкой в результате локального перегрева и диссоциации GaN из-за сильного поглощения ИК излучения. Теоретические оценки показывают, что диссоциация GaN может начаться при  $T = 1300 \text{ K}$  [13,14].



**Рис. 1.** Спектральные зависимости коэффициента поглощения для GaN *n*-типа с различными уровнями легирования, рассчитанные по формуле (1). Концентрация электронов, см<sup>-3</sup>: 1 — 10<sup>17</sup>, 2 — 10<sup>18</sup>, 3 — 10<sup>19</sup>.

**2. Теоретическое обоснование метода**

Основная идея предлагаемого метода отделения тонких полупроводниковых слоев (5–100 мкм), а также активных слоев приборов от толстых (0.1–2 мм) кристаллов GaN основана на различии коэффициентов поглощения инфракрасного излучения  $\alpha$  в слоях с разным уровнем легирования.

Коэффициент поглощения света на свободных носителях  $\alpha(\omega)$  связан с мнимой частью  $\epsilon''(\omega)$  высокочастотной диэлектрической проницаемости  $\epsilon(\omega)$  соотношением

$$\alpha(\omega) = \frac{2\pi\epsilon''(\omega)}{r\lambda}, \tag{1}$$

где  $r$  — показатель преломления [15]. С учетом плазмон-фононного взаимодействия, в изотропном приближении, высокочастотная диэлектрическая проницаемость  $\epsilon(\omega)$  имеет вид

$$\epsilon(\omega) = \epsilon_\infty + \frac{\epsilon_0 - \epsilon_\infty}{1 - \frac{\omega^2 + i\omega\Gamma}{\omega_{TO}^2}} - \frac{4\pi m n e^2}{m\omega^2 - \frac{i\omega e}{\mu}}, \tag{2}$$

где для нитрида галлия  $\epsilon_\infty = 5.3$  и  $\epsilon_0 = 8.9$  — оптическая и статическая диэлектрические проницаемости;  $\omega_{TO} = 555 \text{ см}^{-1}$  и  $\Gamma = 0.05\omega_{TO} \text{ см}^{-1}$  — частота и скорость затухания поперечных оптических фононов [16];  $m, e, \mu$  и  $n$  — эффективная масса, заряд, подвижность и концентрация электронов соответственно. Второе и третье слагаемые в формуле (2) описывают вклад оптических фононов и свободных носителей соответственно.

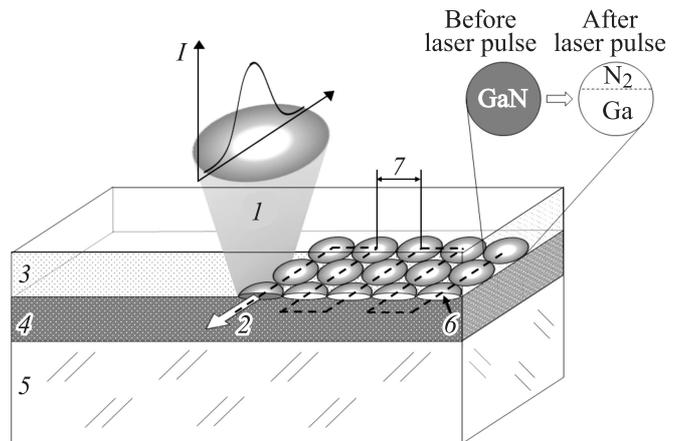
На рис. 1 представлены рассчитанные по формуле (1) спектральные зависимости коэффициента поглощения для GaN *n*-типа с различными уровнями легирования при комнатной температуре. Оценочные расчеты проведены для концентрации электронов  $n = 10^{17}, 10^{18}$  и  $10^{19} \text{ см}^{-3}$  и  $\mu = 450, 300$  и  $150 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  соответственно [17,18].

Как видно из рис. 1, наиболее сильное увеличение коэффициента поглощения с ростом концентрации электронов происходит в диапазоне длин волн от 6 до 11 мкм. Глубина поглощения ИК излучения  $z$ , на которой интенсивность излучения  $I$  уменьшается в  $e$  раз относительно интенсивности падающего излучения  $I_0$ , может быть получена из закона Бугера:

$$I(\alpha) = I_0 e^{-\alpha z}. \tag{3}$$

Для CO<sub>2</sub>-лазера с длиной волны 10.6 мкм глубина поглощения излучения в GaN  $z < 1 \text{ мкм}$  при  $n = 10^{19} \text{ см}^{-3}$  и  $z > 100 \text{ мкм}$  при  $n = 10^{17} \text{ см}^{-3}$  (рис. 1). Таким образом, излучение CO<sub>2</sub>-лазера может свободно пройти через слабо легированную пленку GaN и полностью поглотиться в слое нитрида галлия с высокой концентрацией носителей заряда. Предполагается, что поглощенное излучение приведет к нагреву и последующему разложению GaN и образованию полости между слабо легированным слоем GaN и слоем  $n^+$ -GaN [4]. В результате образовавшаяся полость окажется частично заполненной жидким Ga и газообразным N<sub>2</sub>, находящимся под большим давлением (рис. 2).

В предположении, что GaN полностью диссоциировал в объеме, в котором поглотилось излучение, свободный объем, предоставленный газообразному азоту N<sub>2</sub>, может быть рассчитан как  $V_{N_2} = V_{GaN} - V_{Ga}$ , где  $V_{GaN}$  и  $V_{Ga}$  — объемы GaN и жидкого Ga соответственно:  $V_{GaN} = k\mu_{GaN}/\rho_{GaN}$  и  $V_{Ga} = k\mu_{Ga}/\rho_{Ga}$ , где  $k$  — количество молей GaN, диссоциирующее с образованием  $k$  молей жидкого Ga и  $k/2$  молей газообразного азота N<sub>2</sub>. Учитывая, что плотности GaN, жидкого Ga и газообразного азота N<sub>2</sub> равны  $\rho_{GaN} = 6.15, \rho_{Ga} = 6.03$  и  $\rho_{N_2} = 0.001251 \text{ г/см}^3$ , а молярные массы равны  $\mu_{GaN} = 84, \mu_{Ga} = 70$  и  $\mu_{N_2} = 14 \text{ г/моль}$  соответственно, получаем для  $k = 1$   $V_{GaN} = 13.6,$



**Рис. 2.** Схема отделения пленок GaN: 1 — излучение импульсного CO<sub>2</sub>-лазера; 2 — траектория и направление движения лазерного луча; 3 — слабо легированный слой *n*-GaN; 4 — сильно легированный слой  $n^+$ -GaN; 5 — подложка сапфира; 6 — полость, образовавшаяся в результате диссоциации GaN; 7 — расстояние между центрами полостей.

$V_{\text{Ga}} = 11.6$  и  $V_{\text{N}_2} = 2 \text{ см}^3$ . Объем, занимаемый газообразным  $\text{N}_2$ , при нормальных условиях ( $T_0 = 273 \text{ К}$ ) равен:  $V_{\text{N}_2}^0 = 22\,400/2 = 11\,200 \text{ см}^3$ . Исходя из того, что уравнение Менделеева–Клапейрона справедливо как для начального состояния газа, так и конечного, получаем:  $P V_{\text{N}_2} / P^0 V_{\text{N}_2}^0 = T / T^0$ , где  $P^0 = 1 \text{ бар}$  — давление  $\text{N}_2$  при  $T^0 = 273 \text{ К}$ . Следовательно, максимальное равновесное давление  $\text{N}_2$  при температуре газа  $T$  в образовавшейся полости может быть оценено по формуле:  $P(T) = 5600 \cdot T / 273$ .

Однако вышеприведенные оценки давления  $\text{N}_2$  в полости не учитывают расширение жидкого Ga с ростом температуры. Жидкий Ga в зависимости от температуры может занять объем:  $V_{\text{Ga}}(T) = V_{\text{Ga}}^0(1 + \mu T)$ , где  $\mu = 0.85 \cdot 10^{-4} \text{ К}^{-1}$  — объемный коэффициент расширения жидкого Ga,  $V_{\text{Ga}}^0 = 11.6 \text{ см}^3$ .

Для оценки давления паров  $\text{N}_2$  с учетом зависимости объема Ga от температуры предположим, что объем, занимаемый газообразным азотом, в зависимости от температуры может быть рассчитан по формуле:  $V_{\text{N}_2}(T) = V_{\text{GaN}} - V_{\text{Ga}}(T)$ . Таким образом, давление газообразного азота в полости при температуре  $T$  можно оценить по формуле

$$P^*(T) = \frac{0.5RT}{V_{\text{N}_2}(T)}, \quad (4)$$

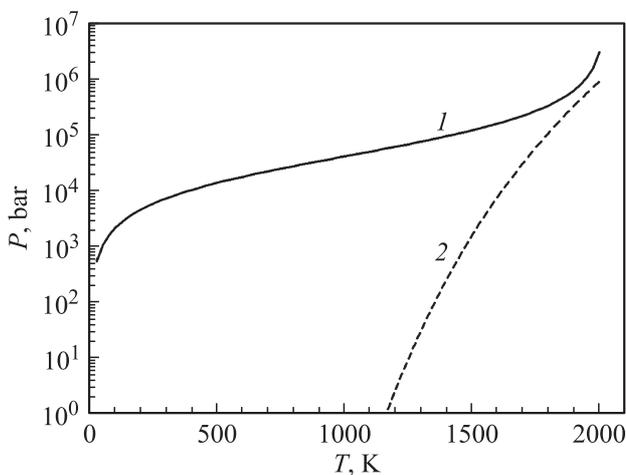
где  $R = 8.3 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$  — газовая постоянная.

В работе [13] представлена формула для расчета давления  $\text{N}_2$ , ( $P^{**}$ ), полученная из уравнения изменения свободной энергии Гиббса  $\Delta G$  для случая термодинамического равновесия:

$$\Delta G = -R \cdot T \cdot \ln \left( \frac{(P^{**})^{0.5} a_{\text{Ga}}}{a_{\text{GaN}}} \right), \quad (5)$$

где  $a_{\text{GaN}}$  и  $a_{\text{Ga}}$  — активность GaN и Ga в реакции  $\text{GaN} \rightarrow \text{Ga} + 0.5\text{N}_2$  соответственно.

На рис. 3 представлены рассчитанные по формулам (4) и (5) зависимости давления  $\text{N}_2$  внутри полости от температуры. При низких температурах значения



**Рис. 3.** Зависимости давления  $\text{N}_2$  в полости от температуры, рассчитанные по формулам (4) — 1 и (8) в работе [13] — 2.

давления отличаются из-за порогового характера разложения GaN, которое происходит при  $T = 1162.5 \text{ К}$ , когда  $\Delta G > 0$  [13]. При высоких температурах графические зависимости сходятся. Для качественной оценки сверху при больших температурах можно использовать любое из представленных уравнений. Таким образом, при температуре  $T = 1800 \text{ К}$  значение давления может достигать значений  $\sim 10^5 \text{ бар}$ . Тогда сила, действующая на пленку, в одной круглой полости диаметром  $10 \text{ мкм}$  равна  $6.28 \text{ Н}$  или  $0.64 \text{ кгс}$ . Для того чтобы избежать растрескивания пленки в результате единичного выстрела, необходимо фокусировать лазерный луч в пятно с минимально возможным диаметром. А для того, чтобы отделять пленки большой площади ( $2 \times 2 \text{ мм}$  и более), необходимо обеспечить отвод  $\text{N}_2$ .

### 3. Образцы и методика проведения эксперимента

#### 3.1. Образцы

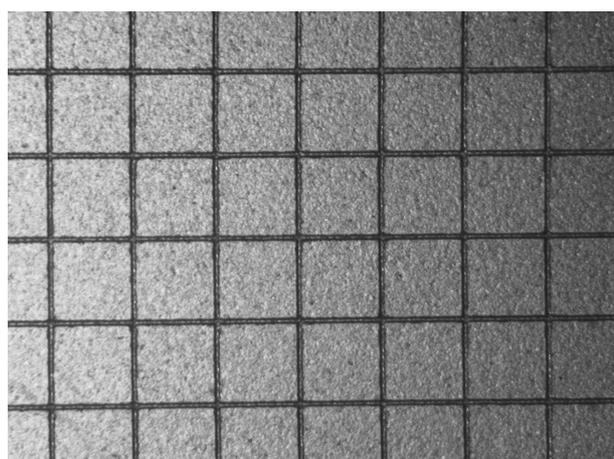
Образцы для исследований были выращены методом хлоридгидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на подложках сапфира диаметром 2 дюйма с ориентацией ростовой поверхности (0001). Предварительно ростовая поверхность подложки подвергалась нитридации в атмосфере аммиака при  $T = 1403 \text{ К}$  в течение 3 мин. Низкотемпературный буферный слой GaN толщиной  $1 \text{ мкм}$  выращивался при  $T = 1123 \text{ К}$  и давлении  $250 \text{ Торр}$  в течение 3 мин. Основная стадия роста проходила в атмосфере азота при давлении  $800 \text{ Торр}$  в два этапа. Вначале при  $T = 1353 \text{ К}$  в течение 7 мин выращивался слой  $n^+$ -GaN толщиной  $15\text{--}30 \text{ мкм}$ . После чего температура поднималась до  $1423 \text{ К}$  и в течение 6 мин происходило осаждение слабо легированного слоя GaN толщиной  $15\text{--}30 \text{ мкм}$ . Скорость осаждения для обеих стадий ростового процесса была равна  $130 \text{ мкм}/\text{час}$ . Более детальное описание ростового процесса может быть найдено в работе [19].

#### 3.2. Подготовка образцов перед лазерным отделением

Перед лазерным отделением слабо легированный слой GaN прорезался  $\text{CO}_2$ -лазером, работающим в непрерывном режиме, до сильно легированного слоя, как показано на рис. 4. Размер чипов составлял  $2 \times 2 \text{ мм}$ . Рабочая мощность непрерывного лазера  $7 \text{ Вт}$ .

#### 3.3. Лазерная обработка

Отделение образцов производилось с помощью импульсного  $\text{CO}_2$ -лазера с рабочей длиной волны  $10.6 \text{ мкм}$ . Длительность импульсов лазера составляла  $\sim 60 \text{ нс}$  и максимальная мощность  $60 \text{ мДж}$ . Энергия лазерного импульса на поверхности образца регулировалась с помощью поляризационного аттенюатора от 0 до  $20 \text{ мДж}$ . Фокусировка лазерного излучения осуществлялась асферическим мениском из селенида цинка диаметром  $27.94 \text{ мм}$



2 mm

**Рис. 4.** Оптическая фотография образца после разделения GaN пленки на отдельные квадратные чипы размером  $2 \times 2$  мм. Обратная сторона шлифованной сапфировой подложки видна через тонкую прозрачную пленку GaN.

и фокусным расстоянием 38.1 мм. Перемещение образца в процессе обработки осуществлялось трехкоординатным моторизованным столиком с точностью позиционирования 2.5 мкм.

Схематичное изображение процесса облучения представлено на рис. 2. Облучение образца производилось со стороны слабо легированного слоя GaN. Каждый импульс лазера приводил к образованию полости, расположенной на границе слабо и сильно легированных слоев GaN. В процессе обработки образец перемещался таким образом, чтобы полости соприкасались, образуя плотнейшую упаковку. При достаточно близком расположении полостей наблюдалось отделение пленки.

### 3.4. Отделение обработанных участков пленок

После процесса лазерной обработки поверхность обработанного участка пленки приклеивалась к стеклянной подложке-носителю клеем на основе цианакрилата. После чего пленка на подложке-носителе при приложении небольшого усилия отделялась от подложки сапфира.

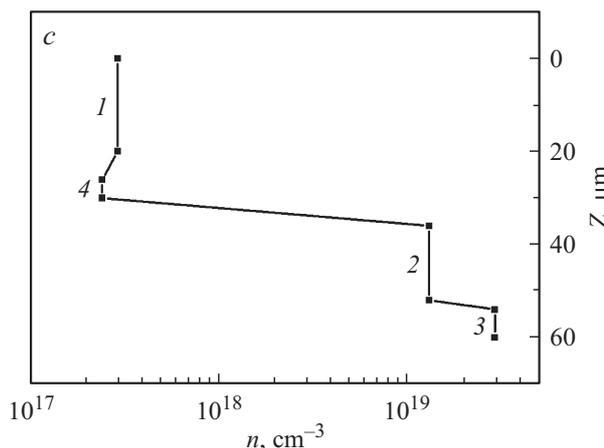
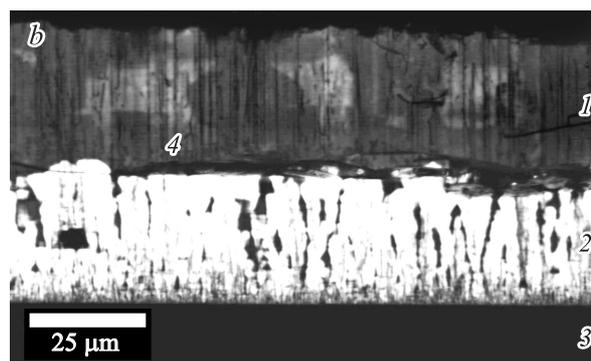
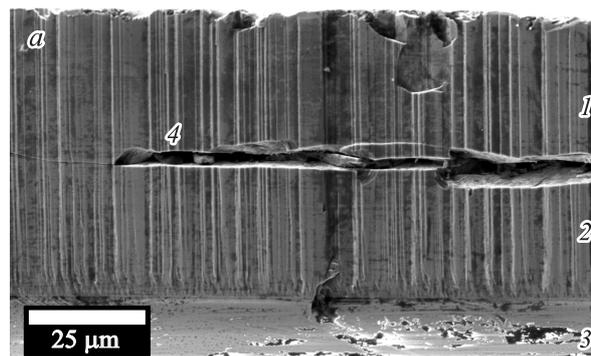
Для того чтобы подтвердить, что отделение происходит на границе легированного и нелегированного слоев, образец, после облучения лазером, раскалывался и полученный скол исследовался на установке, включающей сканирующий электронный микроскоп, совмещенный с катодолюминесценцией.

Для определения профиля концентрации свободных носителей по глубине образца на сколе были измерены спектры рамановского рассеяния. В качестве источника возбуждения использовался YAG:Nd ( $\lambda = 532$  нм) лазер, луч которого фокусировался в пятно диаметром  $\sim 1$  мкм. Измерения были проведены при комнатной температуре.

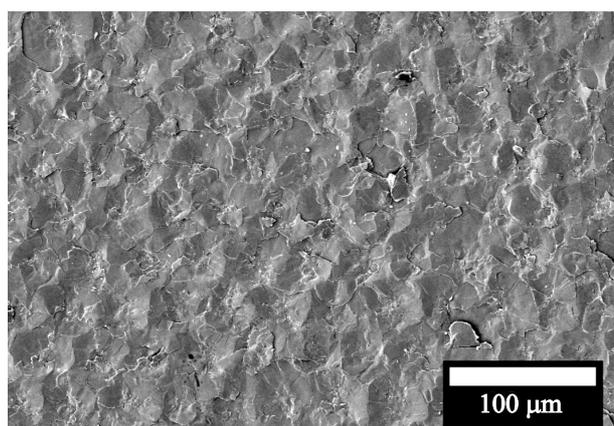
Исследование поверхностной морфологии проводилось методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

## 4. Экспериментальные результаты и их обсуждение

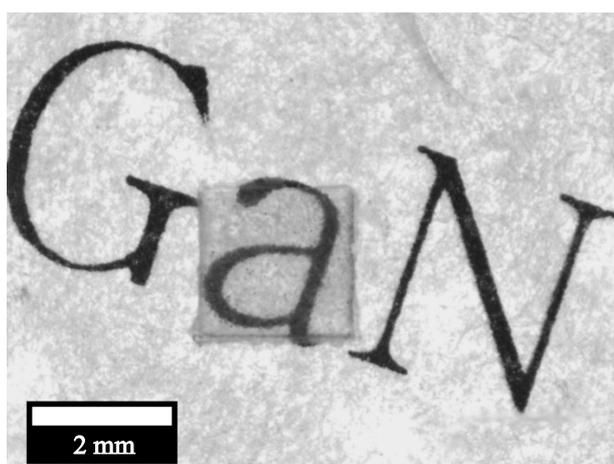
На рис. 5, *a* и *b* представлены СЭМ-изображения и снимки катодолюминесценции одно и того же участка



**Рис. 5.** СЭМ-изображение (*a*) и катодолюминесценция скола пленки (*b*) с профилем распределения концентрации (*c*). *a* и *b* — видны полость (4) и трещина, образовавшиеся в результате диссоциации GaN под действием лазерного излучения импульсного лазера: 1 — слабо легированный слой GaN, 2 — слой  $n^+$ -GaN, 3 — сапфир и 4 — граница отделения. *c* — профиль распределения концентрации электронов; номера соответствуют областям, отмеченным на снимке катодолюминесценции.



**Рис. 6.** СЭМ-изображение поверхности образца после отделения пленки GaN.



**Рис. 7.** Оптическая микрофотография пленки нитрида галлия толщиной 15 мкм на фоне распечатанного текста.

торца пленки толщиной 60 мкм после обработки импульсным лазером. Из рис. 5, *a* видно, что отделение происходило на глубине  $\sim 30$  мкм. Из рис. 5, *b* видно, что слой над пустотами и слой под пустотами имеют разный контраст, соответствующий высокому и низкому уровням легирования соответственно. Распределение концентрации свободных носителей по глубине пленки было получено из спектров рамановского рассеяния с использованием методики, описанной в работе [20], и приведено на рис. 5, *c*.

СЭМ-изображение образца после отделения пленки GaN представлено на рис. 6. В результате воздействия каждого импульса лазера происходило разложение GaN и возникновение микротрещин, уходящих под небольшим углом в глубь отделяемой пленки GaN [13,21]. В силу данной особенности поверхность образца после отделения от него пленки имела неровность в виде упорядоченных лунок (см. рис. 6). Диаметр лунок варьируется в пределах от 25 до 30 мкм, глубина лунок достигала 1–2 мкм.

Микрофотография свободной пленки, лежащей на бумаге с распечатанным текстом, представлена на рис. 7. Размер отделенного участка пленки составил  $2 \times 2$  мм, толщина  $\sim 15$  мкм. По данным СЭМ шероховатость стороны пленки, по которой происходило отделение, составила значение  $\sim 2$  мкм. Из микрофотографии видно, что пленка прозрачна для видимого света и не имеет видимых трещин. Стоит отметить, что разделение слабо легированного слоя на чипы (рис. 4), проводимое на подготовительном этапе, способствовало удачному отделению всех обработанных областей пленки. Таким образом, для успешной реализации данной методики пленки и приборные структуры перед процессом отделения желательно предварительно разделять на чипы.

Для того чтобы определить ухудшается ли качество отделяемой пленки после лазерной обработки, плотность дислокаций на поверхности пленки была исследована с помощью катодolumинесценции. Исследование образцов с помощью катодolumинесценции показало, что плотность дислокаций слабо легированного слоя GaN в пределах точности измерений не изменяется и составляет  $(7 \pm 2) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ .

## 5. Заключение

Предложен метод срезания сфокусированным лучом  $\text{CO}_2$ -лазера тонких слоев приборных структур GaN от сильно легированной подложки  $n^+$ -GaN. В результате поглощения излучения лазера в сильно легированной подложке на границе со слабо легированным слоем образуются полости, заполненные жидким Ga и газообразным  $\text{N}_2$ . При достаточно близком расположении полостей происходило отделение пленки.

Были отделены пленки толщиной от 15 до 30 мкм, размером  $2 \times 2$  мм и шероховатостью плоскости среза  $\sim 2$  мкм. В результате лазерной обработки не наблюдалось увеличение плотности дислокаций в отделенных пленках.

Данная методика может быть применена для отделения пленок  $n$ -GaN, приборных структур светодиодов, лазерных диодов, СВЧ-транзисторов, диодов Шоттки и других слабо и умеренно легированных структур  $n$ -GaN ( $n \leq 10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), выращенных на сильно легированных подложках  $n^+$ -GaN ( $n \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ) [22].

Авторы благодарны А. Андрианову за предоставление драг-детектора излучения  $\text{CO}_2$ -лазера.

## Список литературы

- [1] Ю.Г. Шретер, Ю.Т. Ребане, А.В. Миронов. Патент РФ № 2469433 (2012).
- [2] Ю.Г. Шретер, Ю.Т. Ребане, А.В. Миронов. Патент РФ № 2546858 (2015).
- [3] J. Cho, Z. Li, E. Bozorg-Grayeli, T. Kodama, D. Francis, F. Ejeckam, F. Faili, M. Asheghi, K.E. Goodson. Proc. 13th IEEE ITherm Conf. (San Diego, USA, 2012) p. 435.

- [4] A. Tauzin, T. Akatsu, M. Rabarot, J. Dechamp, M. Zussy, H. Moriceau, J.F. Michaud, A.M. Charvet, L.Di Cioccio, F. Fournel, J. Garrione, B. Faure, F. Letertre, N. Kernevez. *Electron. Lett.*, **41** (11), 668 (2005).
- [5] M.K. Kelly, O. Ambacher, R. Dimitrov, R. Handschuh, M. Stutzmann. *Phys. Status Solidi A*, **159** (1), R3 (1997).
- [6] W.S. Wong, T. Sands, N.W. Cheung. *Appl. Phys. Lett.*, **72** (5), 599 (1998).
- [7] D.J. Rogers, F.H. Teherani, A. Ougazzaden, S. Gautier, L. Divay, A. Lusson, O. Durand, F. Wyczisk, G. Garry, T. Monteiro, M.R. Correia, M. Peres, A. Neves, D. McGrouther, J.N. Chapman, M. Razeghi. *Appl. Phys. Lett.*, **91** (7), 071 120 (2007).
- [8] Ch.F. Lin, J.J. Dai, M.Sh. Lin, K.T. Chen, W.Ch. Huang, Ch.M. Lin, R.H. Jiang, Y.Ch. Huang. *Appl. Phys. Express*, **3** (3), 031 001 (2010).
- [9] H. Goto, S.W. Lee, H.J. Lee, H.-J. Lee, J.S. Ha, M.W. Cho, T. Yao. *Phys. Status Solidi C*, **5** (6), 1659 (2008).
- [10] B. Zhang, T. Egawa, H. Ishikawa, Y. Liu, T. Jimbo. *Appl. Phys. Lett.*, **86** (7), 071 113 (2005).
- [11] K. Motoki, T. Okahisa, N. Matsumoto, M. Matsushima, H. Kimura, H. Kasai, K. Takemoto, K. Uematsu, T. Hirano, M. Nakayama, S. Nakahata, M. Ueno, D. Hara, Y. Kumagai, A. Koukitu, H. Seki. *Jpn. J. Appl. Phys., Pt 2*, **40** (2B), L140 (2001).
- [12] J. Park, K.M. Song, S.-R. Jeon, J.H. Baek, S.-W. Ryu. *Appl. Phys. Lett.*, **94** (22), 221907 (2009).
- [13] P.R. Tavernier, D.R. Clarke. *J. Appl. Phys.*, **89** (3), 1527 (2001).
- [14] Е.Ю. Морозова, В.М. Лисицын, В.П. Цицилев, А.Н. Яковлев. *Изв. Томского политехн. ун-та*, **323**(2), 173 (2013).
- [15] S. Adachi. *Optical Constants of Crystalline and Amorphous Semiconductors* (Boston, Kluwer Academic Publishers, 1999) p. 175.
- [16] H. Harima. *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, R967 (2002).
- [17] Y. Oshima, T. Yoshida, K. Watanabe, T. Mishima. *J. Cryst. Growth*, **312**, 3569 (2010).
- [18] E. Richter, Ch. Hennig, U. Zeimer, L. Wang, M. Weyers, G. Tränkle. *Phys. Status Solidi A*, **203**(7), 1658 (2006).
- [19] V.V. Voronenkov, N.I. Bochkareva, R.I. Gorbunov, P.E. Latyshev, Y.S. Lelikov, Y.T. Rebane, A.I. Tsyuk, A.S. Zubrilov, U.W. Popp, M. Strafela, H.P. Strunk, Y.G. Shreter. *Phys. Status Solidi C*, **10** (3), 468 (2013).
- [20] V.V. Emtsev, V.Yu. Davydov, V.V. Kozlovskii, V.V. Lundin, D.S. Poloskin, A.N. Smirnov, N.M. Shmidt, A.S. Usikov, J. Aderhold, H. Klausning, D. Mistele, T. Rotter, J. Stemmer, O. Semchinova. *J. Graul. Semicond. Sci. Technol.*, **15** (1), 73 (2000).
- [21] X.J. Su, K. Xu, Y. Xu, G.Q. Ren, J.C. Zhang, J.F. Wang, H. Yang. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **46**, 205 103 (2013).
- [22] Yu.G. Shreter, Yu.T. Rebane, A.V. Mironov. US Patent Application № 20140206178 (2014).

Редактор А.Н. Смирнов

## Laser slicing of $n$ -GaN layers from substrates based on strong absorption of IR-radiation by free charge carriers in $n^+$ -GaN substrates

M.V. Virko\*, V.S. Kogotkov\*, A.A. Leonidov\*, V.V. Voronenkov<sup>+</sup>, Y.T. Rebane<sup>+</sup>, A.S. Zubrilov<sup>+</sup>, R.I. Gorbunov<sup>+</sup>, P.E. Latyshev<sup>+</sup>, N.I. Bochkareva<sup>+</sup>, Y.S. Lelikov<sup>+</sup>, D.V. Tarhin<sup>+</sup>, A.N. Smirnov<sup>+</sup>, V.Y. Davydov<sup>+</sup>, Y.G. Shreter<sup>+</sup>

<sup>+</sup> Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

\* Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
195251 St. Petersburg, Russia

**Abstract** The physical and technological basics of the method to lift-off unintentionally and lightly doped  $n$ -GaN films from highly doped  $n^+$ -GaN substrates are considered. The method of separation is based on the effect of absorption of infrared laser irradiation by free charge carriers, which is much stronger in the  $n^+$ -GaN films.