

УДК 621.315.592

СТРУКТУРНЫЕ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УЛЬТРАФИОЛЕТОВЫХ СВЕТОДИОДОВ, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ХЛОРИД–ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ

© 2016 г. А. Я. Поляков^{1,2}, Jin–Hyeon Yun¹, А. С. Усиков^{3,4},
Е. Б. Якимов^{2,5}, Н. Б. Смирнов^{2,6}, К. Д. Щербачев², Н. Helava³,
Y. N. Makarov³, С. Ю. Курин⁷, Н. М. Шмидт⁸, О. И. Рабинович²,
С. И. Диденко², С. А. Тарелкин^{2,9}, Б. П. Папченко⁴, In–Hwan Lee¹

¹ Национальный университет Чонбук, Чонджу, Республика Корея

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Ленинский просп., д. 4, Москва, 119049, Россия

³ Nitride Crystals, Inc., Дир Парк, США

⁴ Санкт–Петербургский национальный исследовательский университет
информационных технологий, механики и оптики (Университет ИТМО),
Кронверкский просп., д. 49, Санкт–Петербург, 197101, Россия

⁵ Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН,
Ак. Осипьяна ул., д. 6, Черноголовка, Московская обл., 142432, Россия

⁶ АО «Гиредмет», Б. Толмачевский пер., д. 5, стр. 1, Москва, 119017, Россия

⁷ ОАО «Нитридные кристаллы», просп. Энгельса, д. 27, Санкт–Петербург, 194156, Россия,

⁸ Физико–технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН,
Политехническая ул., д. 26, Санкт–Петербург, 194021, Россия

⁹ Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов,
Центральная ул., д. 7а, Москва, Троицк, 142190, Россия

Изучены электрические и люминесцентные характеристики светодиодных структур (СД), излучающих в ближней ультрафиолетовой (УФ) области и выращенных методом хлорид–гидридной эпитаксии. Обнаружены различия в характеристиках УФ СД, выращенных в номинально одинаковых условиях, которые приписывают различиям в структурном совершенстве (плотности дислокаций и дислокационных агломератов) в активных слоях GaN, разнице в степени релаксации напряжений, достигаемой с помощью сверхрешеток AlGa_n/AlGa_n, а также существованию каналов токовых утечек в слоях AlGa_n, ограничивающих заряд в двойной гетероструктуре.

Ключевые слова: электрические свойства, оптические свойства, нитриды, светодиодные структуры

Введение

Источники интенсивного ультрафиолетового (УФ) излучения представляют большой интерес для различных видов практического применения, таких, как обеззараживание воды, детектирование биоактивных молекул, полимеризация, метрология. В настоящее время в данной области доминируют мощные ртутные люминесцентные лампы, но их замена на полупроводниковые УФ–светодиодные структуры (СД) дает серьезные преимущества в плане охраны окружающей среды, малогабаритности, надежности, упрощения схемных решений. В данный момент лучшими кандидатами на роль таких УФ СД являются приборы на основе гетеропереходов и квантовых ям

AlGa_n/AlGa_n, которые позволяют получить высокую эффективность излучения как в ближней УФ–области (см., например, работы [1–6]), так и в средней и дальней УФ–областях (см. работы [7–9], наряду с большим числом других). Чаще всего такие структуры получают методом МОС–гидридной эпитаксии, а в качестве активной области используют многочисленные квантовые ямы (МКЯ) AlGa_n/AlGa_n. Основными проблемами в получении высокой эффективности при увеличении мольной доли алюминия в AlGa_n являются следующие:

- рост плотности дислокаций и упругих напряжений в пленках;
- трудности в достижении большой концентрации дырок в слоях p–AlGa_n [1–9];

– возрастающее влияние Оже–рекомбинации [10, 11];

– ухудшающаяся эффективность вывода света, связанная с изменением оптической поляризации излучения [12–14].

В принципе использование метода хлорид–гидридной эпитаксии (**ХГЭ**) вместо МОС–гидридной эпитаксии позволяет серьезно снизить плотность дислокаций за счет увеличения толщины пленок. Дислокации играют важную роль в безызлучательной рекомбинации неравновесных носителей тока и серьезно влияют на их диффузионную длину. Поэтому снижение плотности дислокаций позволяет перейти от активной области, состоящей из МКЯ, к относительно толстой двойной гетероструктуре (**ДГС**) и снизить за счет этого плотность инжектированных носителей и влияние безызлучательной Оже–рекомбинации [10, 11]. Ранее авторы показали, что с помощью выращивания на сапфире методом ХГЭ ДГС AlGaIn/GaN могут быть сформированы эффективные СД на ближнюю УФ–область (длины волн 350–360 нм) [15]. Как показано в работе [9], выращивание методом ХГЭ на высококачественных подложках объемного AlN позволяет также получать высококачественные СД и для дальнейшей УФ–области. Необходимо, однако, отметить, что степень контроля параметров роста в методе ХГЭ пока еще не столь высока, как в МОС–гидридной эпитаксии. Вследствие этого разброс параметров структур, выращенных номинально в одинаковых условиях, может быть весьма значительным. Ниже рассмотрены электрические и структурные характеристики таких СД, выращенных методом ХГЭ и сильно различающихся эффективностью люминесценции.

Образцы и методы исследования

Структуры выращивали на сапфировых подложках методом ХГЭ. Детали метода подробно описаны в работе [15]. ДГС толщиной 11 мкм на основе AlGaIn получали путем нанесения на базовую плоскость сапфировых подложек диаметром 2 дюйма в стандартном горизонтальном ХГЭ–реакторе. Рост проводили при атмосферном давлении и температуре 1040 °С в атмосфере аргона. Аргон стандартно используют в рассматриваемом ХГЭ–процессе из–за более высокой чистоты, чем у азота. По сравнению с водородом аргон имеет то преимущество, что не приводит к пассивации магниевых акцепторов и позволяет отказаться от послеростового отжига, необходимого для активации акцепторов при использовании водорода. Полученные пленки обладают высокой степенью чистоты. Для переноса активных компонентов к поверхности растущей пленки использовали аммиак (NH₃) как источник азота и HCl для транспорта металлов. При росте GaN поток HCl пропускали над лодочкой с металлическим галлием.

Для выращивания твердого раствора AlGaIn HCl пропускали отдельно в каналах с источниками Ga и Al. Для легирования донорами использовали моносилан (SiH₄). Для получения проводимости p–типа использовали линию с лодочкой, содержащей металлический Mg, также переносимый хлористым водородом. Скорость роста GaN, AlGaIn и состав твердого раствора контролировали регулировкой потока HCl над соответствующими источниками. Устройство кварцевого реактора позволяло выращивать многослойные структуры или за счет переключения линий подачи компонентов и регулировки соответствующих потоков, или посредством переноса подложки между ростовой зоной и промежуточной зоной, находящейся при той же температуре, что и ростовая зона. В начале процесса сапфировую подложку отжигали в реакторной камере. УФ СД ДГС представляли собой композицию, состоящую из следующих элементов:

- буферного слоя AlN/AlGaIn (молярная доля алюминия $x \sim 0,6$);
- сверхрешетки (**SL**) из 6–8 пар AlGaIn ($x \sim 0,1–0,15$)/AlGaIn ($x \sim 0,03–0,08$), которая служила для снижения упругих напряжений (т. н. SCL);
- легированного кремнием барьера n–AlGaIn ($x \sim 0,05–0,08$);
- активного слоя GaN;
- легированного Mg–слоя p–AlGaIn ($x \sim 0,12$), служившего для ограничения заряда;
- композицию завершала «крышка» — p–AlGaIn ($x \sim 0,05$), легированная магнием.

Буферный слой и слой SCL служат для снижения плотности дислокаций (**TDs**), проникающих в активный слой прибора. Легированный магнием барьер p–AlGaIn уменьшает утечку электронов из активного слоя, поддерживая необходимый уровень инжекции дырок и минимизируя последовательное сопротивление ДГС СД. Толщина активной области GaN составляла примерно 100 нм. Эта толщина заметно превышала толщину слоя МКЯ в типичных синих светодиодах на основе InGaIn. Толстая активная область способствует достижению максимальной квантовой эффективности при больших плотностях тока инжекции (>100 А/см²). Такие области также способствуют поддержанию квантовой эффективности на постоянном уровне при больших токах, что является проблемой в МКЯ СД вследствие нагрева рабочей области, утечки из нее неравновесных носителей и Оже–рекомбинации [15].

Структуры изучали с помощью измерения спектров электро– (**ЭЛ**), фото– (**ФЛ**) и микрокатодoluminesценции (**МКЛ**). Структурное совершенство оценивали с помощью рентгеновской дифракции высокого разрешения (**HRXRD**) и измерения картин распределения монохроматической МКЛ по площади и сечению структур. Измерения спектров и интенсивности ЭЛ проводили как непосредственно на эпитаксиальных структурах, так и на изготов-

ленных СД-чипах размером 600×600 мкм² (методы измерений и изготовления чипов подробно описаны в работе [15]). Процессированные чипы с контактами использовали также для измерения вольт-амперных (ВАХ) и вольт-фарадных характеристик (ВФХ), зависимости емкости от частоты ($C-f$). Кроме того, были проведены измерения адмиттанс-спектров (т. е. зависимости от температуры емкости C и проводимости на переменном токе G для различных частот измерения [16]), спектров релаксационной глубоководной спектроскопии (DLTS) [17], влияния на ВАХ ($I-V$) температуры. На чипах измерены также зависимости сигнала ЭЛ от тока инжекции ($L-I-V$) и изучены картины распределения тока, наведенного электронным пучком (ЕВИС) растрового электронного микроскопа (РЭМ), и зависимости сигнала ЕВИС от ускоряющего напряжения пучка РЭМ.

Измерения HRXRD проводили на дифрактометре D8 Discover (Bruker-AXS, Германия) с использованием CuK_{α} -излучения. Кривые качания для симметричного отражения GaN (0004) и асимметричного отражения GaN ($10\bar{1}4$) измеряли при полностью открытых щелях перед детектором. В дополнение к этому для симметричного отражения (0004) кривые качания были получены для узкой щели перед детектором (0,075 мм) при сканировании в обратном пространстве в направлении, перпендикулярном к вектору дифракции q_x и параллельном вектору дифракции q_z . Карты распределения интенсивности в обратном пространстве (RSMS) были построены для узлов GaN (0004) и GaN ($10\bar{1}4$) обратной решетки с использованием детектора LynxEye 1D. Для моделирования полученных кривых качания использовали программный пакет Leptos1.

Спектры ФЛ измеряли при возбуждении He—Cd-лазером с плотностью мощности 10 Вт/см². Развертку спектра осуществляли монохроматором 0,75 м. Для регистрации спектров применяли фотомножитель и фазовый детектор. При сопоставлении спектров различных структур использовали измерения калибровочных образцов. Для измерения спектров и мощности ЭЛ непосредственно на пластинах применяли ртутный зонд и отградуированный кремниевый фотодетектор. (Подобные измерения дают, разумеется, лишь качественную характеристику эффективности ЭЛ различных эпитаксиальных структур, но позволяют сравнивать их между собой.) Спектры МКЛ и картины распределения интенсивности МКЛ по площади и сколу структур измеряли при комнатной температуре в РЭМ JSM 6490 фирмы Jeol, снабженном системой MonoCL3 производства фирмы Gatan. В качестве детектора использовали фотомножитель фирмы Hamamatsu. Спектральное разрешение зависело от интенсивности сигнала, но во всех случаях было не более нескольких нанометров. Ток пучка обычно составлял 0,1—1,0 нА. Измерения в режиме ЕВИС использовали как для выявления дефектов структу-

ры в образцах, так и для измерения диффузионной длины L_d неравновесных носителей тока, толщины p -слоя, ширины области пространственного заряда (ОПЗ) и уровня легирования активной области структуры. Метод основан на измерении эффективности собирания сигнала ЕВИС от ускоряющего напряжения электронного пучка РЭМ. Детальное описание процедуры можно найти в предыдущих публикациях [18, 19]. Вкратце зависимость эффективности собирания сигнала ЕВИС от ускоряющего напряжения E_b может быть преобразована в зависимость эффективности собирания от эффективной глубины генерации электронно-дырочных пар, используя эмпирические соотношения, полученные на основе метода Монте—Карло. В первом приближении зависимость сигнала от E_b (т. е. от глубины) имеет максимум, примерно соответствующий толщине слоя ОПЗ, а дальнейший спад связан с постепенным уменьшением эффективности собирания, описываемым диффузионной длиной. Полученная зависимость может быть численно подогнана моделью, описывающей пространственное распределение генерации электронно-дырочных пар и энергетические потери в различных слоях структуры с учетом их толщины. Подгоночными параметрами служат диффузионная длина неравновесных носителей и концентрация доноров в активном слое. В работе [19] приведены полезные номограммы, связывающие зависимость эффективности собирания от ускоряющего напряжения для различных значений диффузионной длины. Такие измерения проводили на РЭМ JSM 840A при нулевом напряжении на исследуемой диодной структуре.

Измерения температурных зависимостей ВАХ ($I-V$), емкости от частоты ($C-f$), профилей концентрации из ВФХ ($C-V$), адмиттанс-спектров выполняли на полностью автоматизированном комплексе аппаратуры, включавшем пикоамперметр HP4140B, LCR-метр HP 4192A LCR (диапазон частот 10 Гц — 10 МГц), газопроточный криостат CF4 фирмы Oxford Instruments с контроллером температуры на диапазон 77—400 К. Спектры DLTS измеряли с помощью полностью автоматизированной установки в составе $C-V/C-t$ -метра HP4280A, внешнего импульсного генератора HP8112A и криостата. При каждой температуре измеряли и сохраняли в памяти управляющего компьютера полную кривую релаксации емкости. Поэтому спектр можно было получить для любых выбранных значений временных окон, что позволяло вычислить все параметры ловушек за один температурный прогон.

Результаты и их обсуждение

Измерения мощности ЭЛ на пластинах, спектры ФЛ и МКЛ. Как было отмечено выше, все исследованные СД-структуры выращивали в номинально одинаковых условиях. Однако измерения мощности

ЭЛ на пластинах, а также спектров ФЛ и МКЛ позволяют разделить выращенные структуры на три группы:

- яркие СД мощностью ЭЛ 40—90 мкВт при токе 20 мА (группа 1);
- СД средней яркости мощностью 7—22 мкВт (группа 2);
- СД с очень малой мощностью (группа 3).

Спектры ФЛ и МКЛ всех образцов состояли из одних и тех же полос: краевой при 3,4 эВ (365 нм) и двух дополнительных при 2,9 и 2,15 эВ. Данные об интенсивности ЭЛ для некоторых из исследованных образцов приведены в таблице, а на рис. 1 показаны спектры МКЛ для образцов из различных групп (спектры ФЛ качественно похожи на спектры МКЛ).

Следует отметить, что отношение интенсивности дефектных полос к краевой полосе было наименьшим для групп СД высокой и средней яркости (группы 1, 2) и достигало наибольшего значения для СД малой мощности (группа 3). Спектральное положение полос также слегка изменялось в зависимости от группы. Так, краевая полоса имела максимум при 3,42 эВ для группы 1; 3,44 эВ для группы 2, а для группы 3 пик расщеплялся на два пика с энергиями 3,36 и 3,42 эВ. Также для группы 2 наблюдали высокоэнергетическое плечо при 3,64 эВ. Заметим, что если для групп 1 и 2 отношение интенсивностей краевого пика соответствовало отношению мощностей в пике ЭЛ, то для группы 3 мощность падала гораздо сильнее, чем интенсивность ФЛ или МКЛ (интенсивность МКЛ упала примерно в 25 раз по сравнению с группой 1, а мощность ЭЛ — более чем на три порядка величины). Это указывает не только на резкое падение интенсивности люминесценции в группе 3, но и на очень низкую эффективность инжекции, что связано, как показано ниже, с резким ростом токов утечки, не дающих вклад в инжекцию носителей в активную область.

Рентгеновские измерения. На рис. 2 приведено сравнение карт обратного пространства (RSMs), измеренных для групп 1 и 2 для узлов GaN(0004) и GaN(10 $\bar{1}$ 4). Метки на рис. 2 указывают положение отражений, соответствующих активной области GaN, толстому слою AlGaN ($x \sim 0,12$), ограничивающему заряд, буферу AlGaN ($x \sim 0,6$) и сверхрешеточному пику нулевого порядка от сверхрешетки AlGaN/AlGaN (см. SL0 на рис. 2). Очевидно, что GaN-, AlGaN- ($x \sim 0,12$) и SL-слои сопряжены по параметру решетки в плоскости гетероперехода. Полуширина кривой качания (FWHM) для отражения (0004) GaN составляет 316'' для группы 1 и 424'' для группы 2. Для отражения (10 $\bar{1}$ 4) соответствующие полуширины составляют 345'' и 493''. Для группы 3 все отражения были очень уширены, отражение от SL-слоя было плохо выраженным и сильно перекрывалось с пиком от GaN. Таким образом, полуширины отражений (0004) и (1 $\bar{1}$ 04) от GaN было трудно

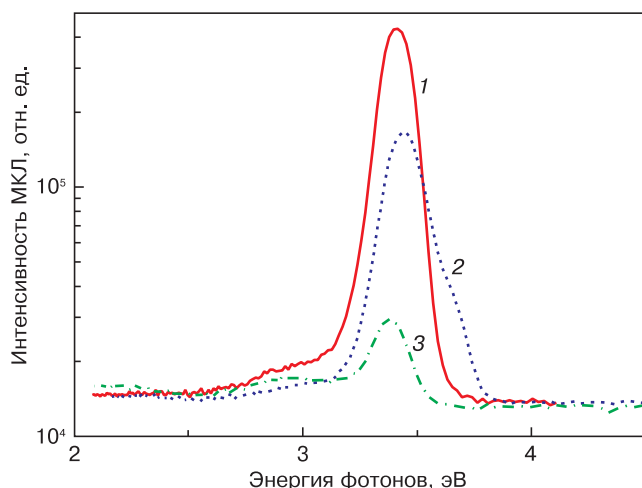


Рис. 1. Спектры МКЛ, измеренные при комнатной температуре для трех групп УФ СД: группа 1 (1), группа 2 (2), группа 3 (3); спектры измерены при ускоряющем напряжении 10 кВ и токе пучка 1 нА

Fig. 1. Room temperature MCL spectra measured for the three sets of UV LED samples: bright LEDs, set 1 (1); medium bright LEDs, set 2 (2), and weak LEDs, set 3 (3). Probing beam accelerating voltage was 10 kV and probing beam current was 1 nA

Некоторые характеристики трех групп исследованных СД (измерения ЭЛ на пластинах)
[Properties of the three sets of studied samples (on-wafer probing)]

№ образца	Сигнал ЭЛ при 20 мА (мВт)	Примечания
2453.01	40	Яркие СД, группа 1
2451.12	88	
2449.10	67	
2449.08	74	
2449.05	85	
R2-677	12	СД средней яркости, группа 2
R2-707	14,8	
R2-712	18	
R2-714	15	
R2-715	7	
R2-914	17	
R2-932	22	Слабые СД, группа 3
R2-660	0,4	
R2-661	0,04	
R2-0223	0,2	

точно измерить. При этом структуры были сильно напряженными, как следует из карт обратного пространства (сами карты не показаны для экономии места). Приведенные выше значения полуширин получены после разложения экспериментальных кривых качания на компоненты, соответствующие вкладам от отражений GaN и AlGaN. Перекрывание этих отражений от слоев со сравнительно близкими параметрами решетки было главным источником неточности. Ошибки, связанные с инструменталь-

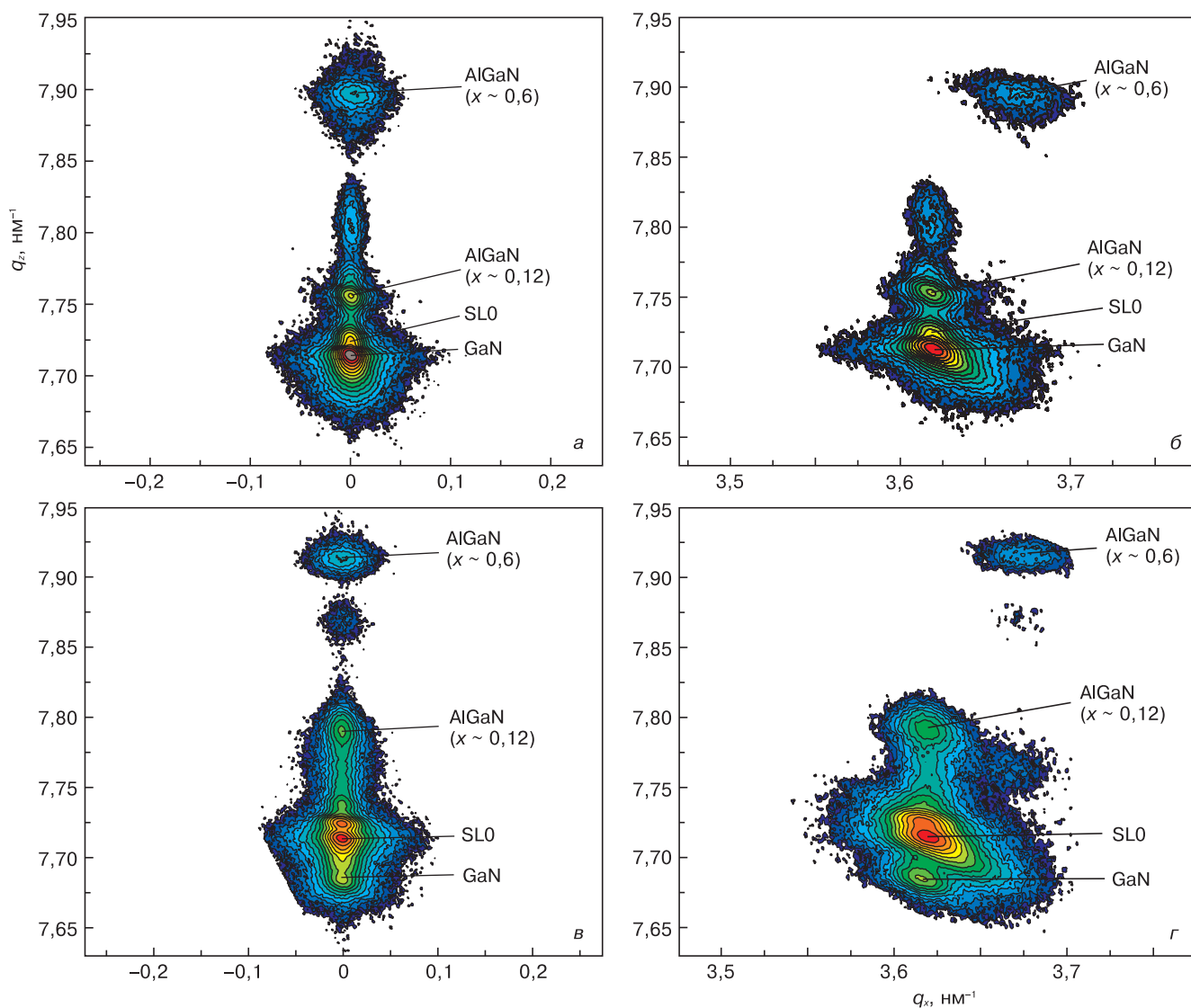


Рис. 2. Карты обратного пространства вокруг узлов (0004) (а, в) и $(10\bar{1}4)$ (б, г) для структур группы 1 (а, б) и группы 2 (в, г)
 Fig. 2. Reciprocal space maps around the (0004) (a, в) and $(10\bar{1}4)$ (б, г) nodes for the set 1 (a, б) and set 2 (в, г) LED samples

ным уширением и с изгибом образцов, не играли существенной роли. Полученные данные позволяют с уверенностью утверждать, что полуширины кривых качания для симметричного и асимметричного отражений растут в следующем порядке: группа 1, группа 2, группа 3. Причиной, по всей вероятности, является возрастание плотности винтовых дислокаций, ответственных за уширение отражения (0004), и краевых дислокаций, отвечающих за уширение отражения $(1\bar{1}04)$ [20].

Изображения в режиме МКЛ и EBIC, оценка рекомбинационных параметров из измерений EBIC. На рис. 3 представлено изображение поверхности одного из образцов группы 1, полученное при измерении интенсивности краевой МКЛ (энергия фотона 3,4 эВ, ускоряющее напряжение 10 кВ, ток пучка 1 нА). В режиме вторичных электронов поверхность образца не имела особенностей. На картине МКЛ отчетливо видны крупные темные области с плотностью $(3-5) \times 10^7 \text{ см}^{-2}$. Более внимательное изучение с использо-

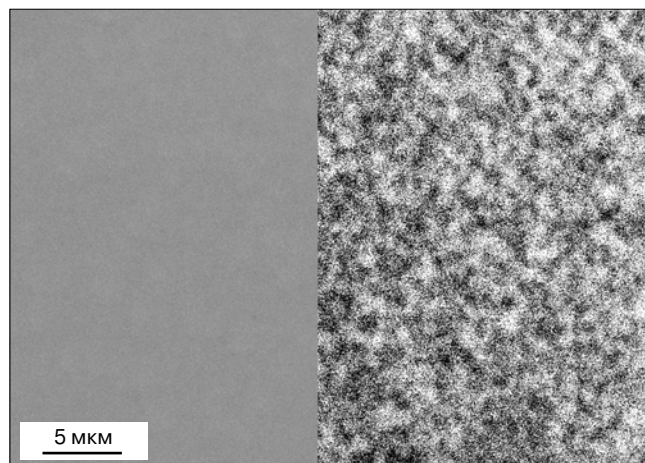


Рис. 3. РЭМ-изображение в режиме вторичных электронов (слева) и в режиме монохроматической МКЛ (365 нм) (справа) для одного из образцов группы 1. Ускоряющее напряжение — 10 кВ

Fig. 3. SEM image taken in the secondary electron mode (left) and the bandedge (365 nm) MCL image of one of the bright LED (set 1) samples. Probing beam accelerating voltage 10 kV

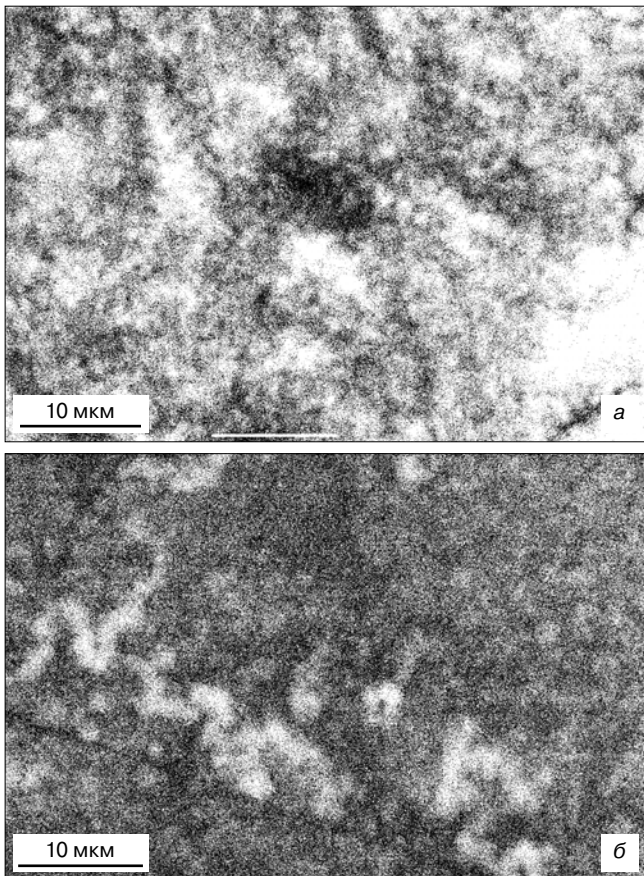


Рис. 4. Изображение в режиме монохроматической МКЛ и усиленного контраста для образцов группы 1 (а) и группы 2 (б)

Fig. 4. (a) The detailed bandedge MCL image of the set 1 sample; (б) the same for the set 2 sample

ванием усиления контраста показало, что указанные темные области представляют собой агломераты из 10—20 более мелких темных точек (рис. 4, а). Для образцов группы 2 плотность больших агломератов была в 2—3 раза выше, и они также состояли из кластеров более мелких точек (см. рис. 4, б). В МКЛ-изображениях поверхности образцов группы 3 плотность темных точек была еще выше. Кроме того, в них наблюдали трещины, которые образовывали сетку с характерным расстоянием между соседними параллельными трещинами ~40 мкм. Трещины были декорированы дефектами, дававшими более яркую люминесценцию, чем в окружающей матрице при измерениях в спектральной полосе 2,9 эВ. Появление трещин скорее всего является следствием существования высоких напряжений в пленках данного типа.

Дополнительную информацию о дефектности пленок разных типов дало изучение МКЛ-изображений сколов поверхностей (рис. 5). Эти изображения получены в режиме монохроматической МКЛ для полосы, соответствующей максимуму в спектре (~365 нм). Для образцов группы 1 ширина светящейся области (яркая полоска на рис. 5, а) была близка к толщине активной области GaN. Это объясняется эффективным разделением генерированных

электронным пучком электронов и дырок в верхнем слое p -AlGaN и нижнем слое n -AlGaN. В результате эти области вклада в люминесценцию не дают, а светится только активный слой n -GaN. В противоположность этому, для образцов группы 2 светится вся верхняя часть структуры, что указывает на плохое разделение носителей заряда в слоях AlGaN и на присутствие в них высокой концентрации дефектов с уровнями вблизи края запрещенной зоны, дающими люминесценцию в полосе ~3,4 эВ. В образцах группы 3 ситуация еще хуже, так что в полосе 3,4 эВ светится уже вся структура.

Детальные измерения в режиме EBIC оказались возможны только для образцов группы 1 из-за высоких токов утечки диодов, приготовленных на структурах двух других групп. Типичное изображение поверхности, полученное в режиме для структуры из группы 1, приведено на рис. 6, где видны темные дефекты, размеры и плотность которых сходны с теми, что наблюдали в режиме МКЛ. Из-за сравнительно больших токов утечки диодов изображения в режиме EBIC были размытыми и не позволили выявить тонкую структуру больших темных пятен, как в случае МКЛ. Однако из результатов измерений МКЛ и EBIC очевидно, что есть прямая зависимость между плотностью агломератов темных точек и эффективностью ЭЛ в образцах групп 1—3.

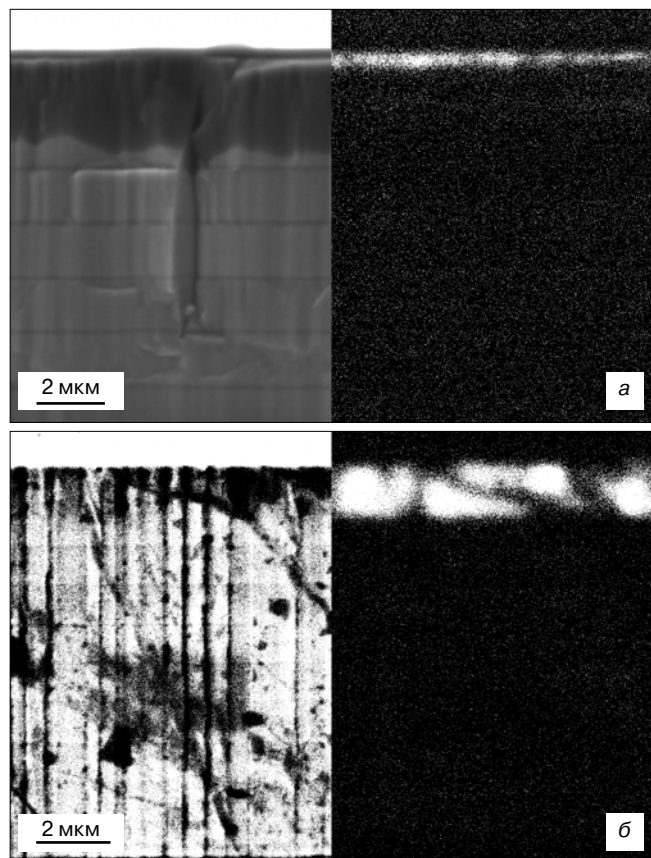


Рис. 5. РЭМ-изображение скола структуры (слева) и изображение в режиме монохроматической (365 нм) МКЛ (справа) для образцов группы 1 (а) и группы 2 (б)

Fig. 5. SEM (left) and bandedge (365 nm) MCL (right) images of the set 1 (a) and set 2 (б) samples

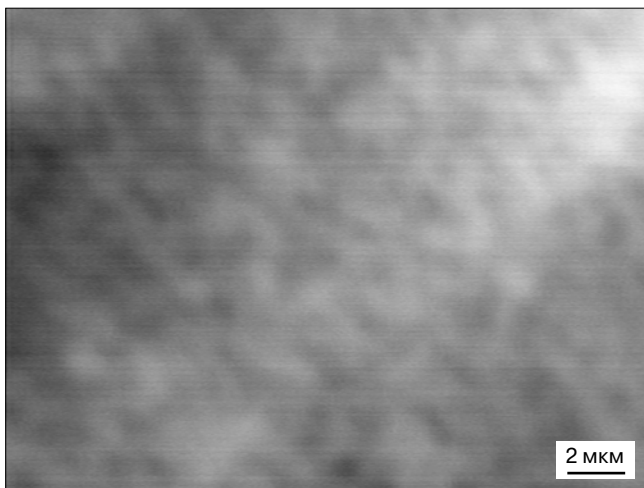


Рис. 6. EBIC-изображение одной из структур группы 1, полученное при ускоряющем напряжении 10 кВ

Fig. 6. EBIC image obtained on one of the set 1 structures for accelerating voltage of 10 kV

Измерения зависимости эффективности сбора сигнала EBIC от ускоряющего напряжения [18, 19] позволили оценить толщину p -слоя (180—210 нм), концентрацию нескомпенсированных доноров в активной области GaN ($(1-3) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) и диффузионную длину носителей заряда в активном слое GaN (120—150 нм). Эта последняя величина близка к реальной толщине активного слоя и подтверждает правильность дизайна исследованных СД-структур.

Электрические измерения. Исследовали светодиоды с омическими контактами с размером чипа $600 \times 600 \text{ мкм}^2$, приготовленные на структурах трех описанных выше групп. На рис. 7 показаны измеренные при температурах 85 и 400 К ВАХ диодов из групп 1 и 2. Из рис. 7 видно, что для группы 2 характерен гораздо более высокий уровень утечек и очень слабая зависимость тока от температуры. Это свидетельствует о присутствии каналов утечки в ограничивающих ток слоях p -AlGaIn, поскольку качество диодов в рассматриваемом случае определяется качеством интерфейса p -AlGaIn/ n -GaN. Этот избыточный ток в образцах группы 2 обусловлен высокой плотностью дислокаций, шунтирующих гетеропереход. Присутствие избыточного тока объясняет низкую интенсивность ЭЛ при низких токах инжекции для образцов группы 2 (рис. 8). Лишь для токов $\sim 60 \text{ мА}$ сигнал ЭЛ образцов этой группы приближается к значениям, наблюдаемым для образцов группы 1 (см. рис. 8). Кроме того, спектральное положение пика ЭЛ в исследованных образцах с ДГС сдвигается при росте тока инжекции в более длинноволновую область, что противоположно поведению, характерному для МКЯ СД. В случае МКЯ СД пик смещается в коротковолновую область из-за ослабления действия квантово-размерного эффекта Штарка, вызванного экранированием поляризованного поля инжектированными носителями [21]. В этом смысле ДГС СД ведет себя подобно объемному GaN. Наблю-

даемый сдвиг пика ЭЛ в длинноволновую сторону связан с разогревом активной области при пропуске больших токов инжекции.

Токи утечки ярких СД группы 1 были гораздо ниже, чем для группы 2. Ток в прямом направлении имел хорошо выраженное напряжение включения $\sim 2,4 \text{ эВ}$ и фактор неидеальности, близкий к 2. Температурная зависимость тока насыщения имела энергию активации $0,16 \text{ эВ}$, близкую к энергии активации Mg-акцепторов в p -AlGaIn [22, 23]. По-видимому, механизм протекания тока обусловлен ионизацией акцепторов с последующим туннелированием электронов из нитрида галлия и рекомбинацией. Для образцов группы 3 ток утечки был столь велик, что

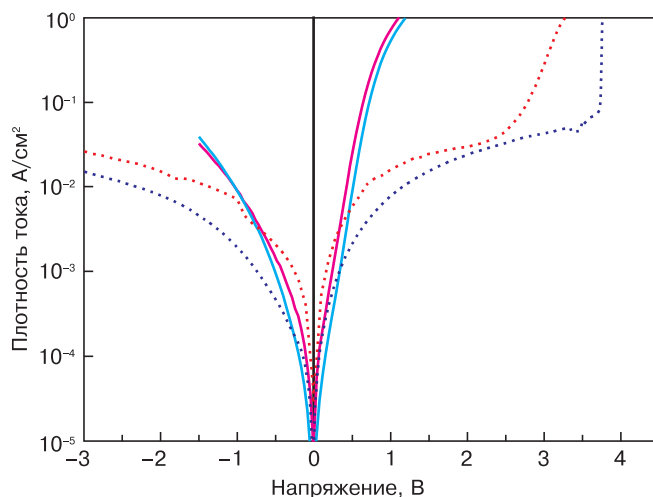


Рис. 7. ВАХ образцов группы 1 (штриховые линии) и группы 2 (сплошные линии), измеренные при 400 К (красная и малиновая линии соответственно) и при 85 К (синяя и бирюзовая линии)

Fig. 7. I - V characteristics measured for set 1 (dashed) and set 2 (solid) LED samples at 400 K (red and magenta) and 85 K (blue and cyan)

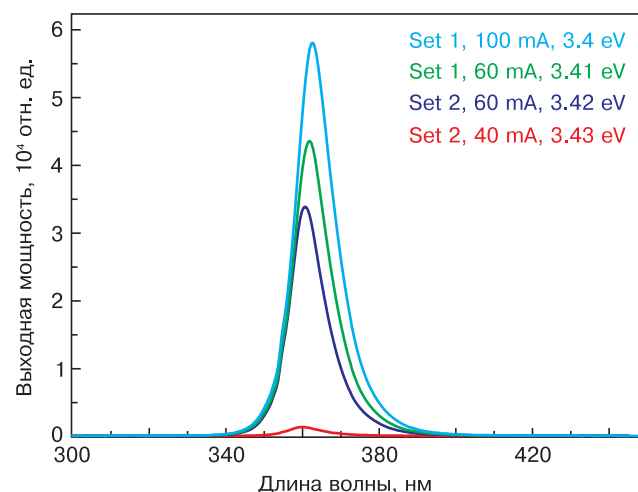


Рис. 8. Спектры ЭЛ для образца группы 2 при 40 мА (красная линия) и 60 мА (синяя линия); ЭЛ-спектры, измеренные для образца из группы 1 при 60 мА (зеленая линия) и 100 мА (малиновая линия)

Fig. 8. EL spectra measured on the set 2 medium bright LED at the driving current of 40 mA (red) and 60 mA (blue); the EL spectra taken at 60 mA (green) and 100 mA (magenta) for the set 1 sample

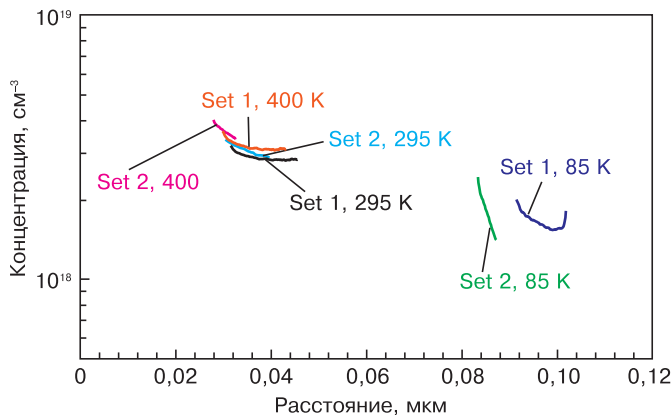


Рис. 9. Профили концентрации, вычисленные из ВФХ на 1 МГц при 400 К (черная линия для образца из группы 1, красная — для образца из группы 2) и при 85 К (синяя и зеленая линии соответственно)

Fig. 9. Concentration profiles calculated from C–V characteristics measured at 1 MHz at 400 K (black for set 1; red for set 2), 295 K (blue for set 1; green for set 2), 85 K (blue for set 1; green for set 2)

детальные электрические измерения не представлялись возможными.

Профили концентрации, вычисленные для образцов групп 1 и 2 из измерений ВФХ при 290 и 85 К, показаны на рис. 9. По оси абсцисс указано расстояние от интерфейса p -AlGaIn/ n -GaIn, отмеренное в сторону активной области n -GaIn. Концентрация, отложенная по оси ординат, представляет собой концентрацию всех нескомпенсированных доноров, которые успевают откликнуться на изменение переменного напряжения в ВФХ-измерениях. Как видно из рис. 9, значения этих концентраций близки в образцах групп 1 и 2 и при температуре 400 К составляют $(3,5–4,0) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. При этом концентрация несколько ниже в образцах группы 1.

Адмиттанс-спектры обоих типов структур также мало различались между собой. Спектры для одного из образцов из группы 1 приведены на рис. 10. В обоих случаях основной чертой спектров являлось присутствие ярко выраженной ступеньки в емкости и пика в проводимости при температурах ниже комнатной. На рис. 10 этот центр отмечен как центр А. Положение ступеньки (пика) смещалось в сторону более высоких температур при увеличении частоты измерения. Энергия активации и сечение захвата центра, определенные по обычной процедуре из значения температурного сдвига при изменении частоты [16], составили 0,16 эВ и $4 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2$ соответственно. Изменение толщины, найденное из значений плато в емкости до и после вымораживания в температурных зависимостях $C-T$, было близко к толщине слоя p -AlGaIn. На этом основании процесс А на рис. 10 приписывается вымораживанию Mg-акцепторов в p -AlGaIn. Когда время обмена этих акцепторов с валентной зоной становится слишком большим, чтобы заряд на акцепторах успевал следовать за изменением тестирующего сигнала, весь слой p -AlGaIn начинает вести себя как изолятор,

емкость которого включена последовательно с емкостью p - n -гетероперехода, подобно тому, как это происходит в МДП-структурах. В результате низкотемпературные профили концентрации сдвигаются вправо на величину, равную толщине слоя p -AlGaIn (0,1 мкм) (см. рис. 9). Следовательно, низкотемпературные ступеньки (пики) в адмиттанс-спектрах на рис. 10 относятся к центрам в слое n -GaIn. Глубина более глубоких центров составляет 75–85 мэВ, а сечение захвата на них электронов — $(0,5–3,4) \times 10^{-16} \text{ см}^2$ (см. центры В на рис. 10). Энергия активации более мелких центров составляет 26–28 мэВ при сечении захвата $(1,3–1,5) \cdot 10^{-20} \text{ см}^2$ (см. центры С на рис. 10, наблюдаемые при низких температурах). Последние скорее всего связаны с кислородными донорами [24, 25]. Полного вымораживания доноров не происходит даже при самых низких температурах, поскольку основные легирующие доноры (кремний) более мелкие [25].

При сравнении трех изученных групп СД можно заметить, что интенсивность ЭЛ, ФЛ и МКЛ падает по мере увеличения плотности дислокаций в активном слое GaIn, выявляемом из анализа карт обратного пространства. Рост общего числа дислокаций сопровождается образованием их агломератов, обнаруживаемых как темные области сравнительно большого диаметра в картинах МКЛ. Эти агломераты состоят

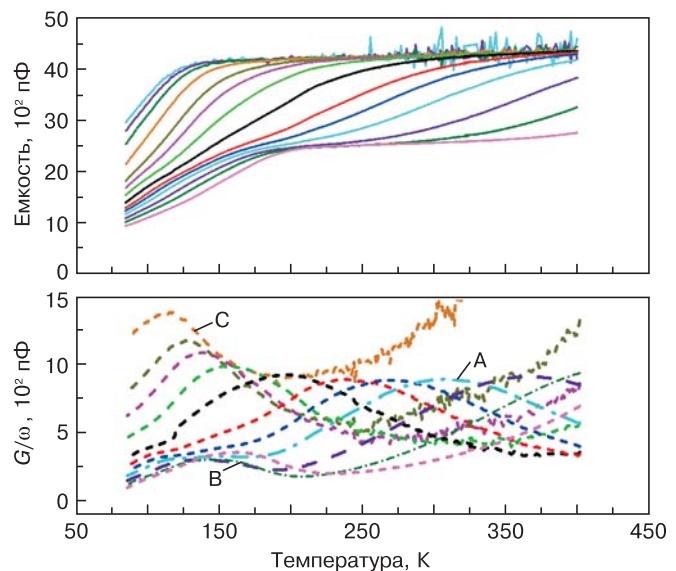


Рис. 10. Температурные зависимости емкости C (верхняя панель) и проводимости G , деленной на круговую частоту ω , G/ω (нижняя панель; $\omega = 2\pi f$, f частота измерения) для образца группы 1; данные приведены для частот 3 кГц (черная линия), 5 кГц (красная), 20 кГц (зеленая), 30 кГц (синяя), 100 кГц (бирюзовая) и 500 кГц (малиновая линия); три отмеченных центра соответствуют: А (0,16 эВ) — Mg-акцепторам, В (0,75–0,09 эВ) — V_N -донорам, С (0,026–0,028 эВ) — O-донорам

Fig. 10. Temperature dependence of capacitance C (upper panel) and AC conductance G divided by the circular frequency ω , G/ω (lower panel; $\omega = 2\pi f$, f is the measurement frequency) for the set 1 sample; the data are presented for measurement frequencies of 3 kHz (black), 5 kHz (red), 20 kHz (green), 30 kHz (blue), 100 kHz (cyan) and 500 kHz (magenta); the three dominant traps A (0.16 eV), (Mg acceptors), B (0.75–0.09 eV) (V_N donors), and C (0.026–0.028 eV) (O donors) are observed

из большого числа темных точек (несколько десятков), соответствующих индивидуальным дислокациям. Общая интенсивность люминесценции более сильно падает с ростом плотности таких агломератов, чем с ростом плотности индивидуальных дислокаций. Крупные агломераты также выявляются в картинах EBIC, а рост концентрации агломератов снижает эффективность собирания сигнала EBIC. Наблюдается также корреляция между концентрацией агломератов дислокаций и утечками в СД.

Кроме того, в напряженных образцах группы 3 происходит образование трещин, которое еще больше увеличивает токи утечки и уменьшает эффективность ЭЛ по сравнению с изменением интенсивности ФЛ и МКЛ. Это является результатом снижения эффективности инжекции неравновесных носителей заряда в активную область СД (токи утечки не дают вклада в инжекцию). Также очевидно, что в образцах групп 2 и 3 возрастают сквозные утечки носителей заряда через слой p -AlGaN, что приводит к потере эффективности разделения носителей заряда в слоях, ограничивающих ток, и росту тока сквозной утечки с ростом плотности агломератов дислокаций. Это следует из анализа картин распределения интенсивности МКЛ для полосы 3,4 эВ по поперечному сечению структуры (см. рис. 5). Роль проникающих дислокаций как центров безызлучательной рекомбинации и каналов электрических утечек в слоях GaN и AlGaN установлена экспериментально [26—30]. Результаты теоретических исследований несколько противоречивы. В одних работах утверждается, что сами по себе дислокации не создают глубоких рекомбинационных уровней в запрещенной зоне GaN, а электрическая активность дислокаций связана с декорированием их собственными точечными дефектами, такими как галлиевые вакансии или их комплексы с донорами в n -GaN или азотными вакансиями и их комплексами в p -GaN. В других работах отмечается важная роль винтовых дислокаций с пустым ядром, а также дислокаций с ядром, декорированным атомами Ga в GaN, In в InGaN или Al в AlGaN, InAlN в формировании каналов утечек [31—34]). Поскольку токи утечки не участвуют в инжекции неосновных носителей заряда, возрастание утечек снижает интенсивность ЭЛ, поэтому требуются более высокие прямые токи для получения данного уровня ЭЛ. Такие утечки будут также сильно ухудшать ограничение заряда слоями AlGaN, обрамляющими активный слой GaN. Вопрос о том, почему агломераты дислокаций оказываются в этом смысле более вредными, чем индивидуальные дислокации, требует дальнейшего изучения.

Экспериментальные исследования спектров глубоких центров, связанных с дислокациями в МКЯ СД-структурах GaN/InGaN, выращенных методом МОС-гидридной эпитаксии, указывают на важную роль электронных ловушек $E_c - (0,6—0,7)$ эВ в барьерах n -GaN [35]) и мелких электронных ловушек

с энергией активации 40 и 130 мэВ [36]. В процессах деградации лазерных диодов GaN/InGaN выявлена важная роль электронных ловушек с уровнем $E_c - (0,35—0,45)$ эВ [37]. Измерения на образцах с сильно различающимися плотностями дислокаций указывают на то, что в формировании ловушек может преобладать процесс декорации дислокаций точечными дефектами [35, 36].

«Глубокие» ловушки, обнаруженные нами в УФ СД-структурах (центры с энергиями 26—28 мэВ и 75—85 мэВ) мало похожи на описанные выше дефекты в МКЯ СД. Доноры 26 мэВ скорее всего связаны с кислородными донорами, в отличие от кремниевых доноров с энергией ионизации 14 мэВ, используемых для целенаправленного легирования активного слоя GaN [24, 25]. Энергия же активации 80 мэВ для вторых ловушек близка к энергии активации азотных вакансий в n -GaN [38]. Ни та ни другая ловушка не демонстрирует серьезной зависимости концентрации от плотности дислокаций, хотя, конечно, диапазон изменения плотности дислокаций между изученными образцами групп 1 и 2 не слишком велик. При измерении спектров DLTS изученных СД большие затруднения вызывало вымораживание Mg-акцепторов. Можно с уверенностью сказать, что центров, подобных центрам $E_c - (0,6—0,7)$ эВ, связанных с дислокациями [35], в наших образцах не наблюдалось (точнее, их концентрация не превышала $\sim 10^{15}$ см⁻³ — предел обнаружения используемого авторами DLTS-спектрометра для концентрации доноров в несколько единиц на 10^{18} см⁻³). В образце группы 2 в спектрах DLTS наблюдали слабый зашумленный пик от ловушек с энергией активации 0,35 эВ, напоминающий пик, описанный в работе [37], но эти данные нуждаются в тщательной проверке. По-видимому, дислокации в активных областях n -GaN исследованных диодов могут быть декорированы акцепторными комплексами вакансий галлия и кислорода $V_{Ga}-O$, ответственными за желтую полосу люминесценции в n -GaN [39]. Присутствие таких компенсирующих центров должно приводить к изгибу зон в окрестности дислокаций, снижать эффективность межзонной рекомбинации и увеличивать интенсивность желтой полосы люминесценции. Полученные данные ФЛ- и МКЛ-измерений (см. рис. 1) подтверждают предложенную интерпретацию.

Последний вопрос, который следует обсудить, это вопрос о будущем ДГС СД-структур на ближнюю УФ-область, выращенных методом ХГЭ, в сравнении с МКЯ-структурами, полученными методом МОС-гидридной эпитаксии, которые уже производятся на коммерческой основе несколькими компаниями. В настоящей работе мы не проводили измерений абсолютной величины эффективности ЭЛ исследованных ДГС структур, но такие измерения были проведены в недавней работе [40], в которой показано, что при толщине активной области 100 нм мощность излучения составляет 3 мВт. Это значительно мень-

ше, чем мощность, получаемая в настоящее время для МКЯ СД [41]. Однако при дальнейшем увеличении диффузионной длины с уменьшением плотности дислокаций в ХГЭ n -GaN достижимая мощность может приблизиться к нынешнему промышленному стандарту. Снижение плотности дислокаций может быть достигнуто несколькими путями (ростом толстого буферного слоя нитрида галлия, увеличением толщины AlGaIn/AlGaIn SL). Кроме того, выращивание СД-структуры методом ХГЭ может оказаться полезным при изготовлении СД, излучающих в дальнем УФ-диапазоне, при выращивании таких структур на подложках AlN [9].

Заключение

Показано, что характеристики ДГС СД, излучающих в ближнем УФ-диапазоне спектра и приготовленных методом ХГЭ, критическим образом зависят от плотности дислокаций и, в особенности, от агломератов дислокаций в активной области n -GaIn, от снижения напряжений в структуре с помощью сверхрешеток AlGaIn/AlGaIn и от структурного совершенства слоев p -AlGaIn и n -AlGaIn, ограничивающих заряд. Внешняя квантовая эффективность существенно возрастает при снижении плотности дислокационных агломератов. В спектрах DLTS и адмиттанс-спектрах изученных структур не обнаружено глубоких центров, приписываемых дислокациям. По всей вероятности, роль дислокаций в изученных структурах сводится к тому, что декорирующие их дефекты создают вокруг дислокаций изгиб зон, снижающий выход краевой люминесценции и эффективность ЭЛ.

Библиографический список

1. **Razeghi, M.** III-nitride optoelectronic devices: From ultraviolet toward terahertz / M. Razeghi // *IEEE Photonics J.* – 2011. – V. 3, iss. 2. – P. 263–267. DOI: 10.1109/JPHOT.2011.2135340
2. **Schubert, E. F.** Light-Emitting Diodes / E. F. Schubert. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
3. **Li, J.** Growth of III-nitride photonic structures on large area silicon substrates / J. Li, J. Y. Lin, H. X. Jiang // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – V. 88, iss. 17. – P. 171909. DOI: 10.1063/1.2199492
4. **Fujikawa, S.** 284–300 nm quaternary InAlGaIn-based deep-ultraviolet light-emitting diodes on Si(111) substrates / S. Fujikawa, H. Hirayama // *Appl. Phys. Express.* – 2011. – V. 4, N 6. – P. 061002. DOI: 10.1143/APEX.4.061002
5. **Zhang, Y.** Near milliwatt power AlGaIn-based ultraviolet light emitting diodes based on lateral epitaxial overgrowth of AlN on Si(111) / Y. Zhang, S. Gautier, C. Y. Cho, E. Cicek, Z. Vashaei, R. McClintock, C. Bayram, Y. Bai, M. Razeghi // *Appl. Phys. Lett.* – 2013. – V. 102, iss. 1. – P. 011106. DOI: 10.1063/1.4773565
6. **Cho, C.-Y.** Surface plasmon enhanced light emission from AlGaIn-based ultraviolet light-emitting diodes grown on Si (111) / C.-Y. Cho, Y. Zhang, E. Cicek, B. Rahnema, Y. Bai, R. McClintock, M. Razeghi // *Appl. Phys. Lett.* – 2013. – V. 102, iss. 21. – P. 211110. DOI: 10.1063/1.4809521
7. **Grandusky, J. R.** High output power from 260 nm pseudomorphic ultraviolet light-emitting diodes with improved thermal performance / J. R. Grandusky, S. R. Gibb, M. C. Mendrick, C. Moe, M. Wraback, L. J. Schowalter // *Appl. Phys. Express.* – 2011. – V. 4, N 8. – P. 082101. DOI: 10.1143/APEX.4.082101
8. **Pernot, C.** Improved efficiency of 255–280 nm AlGaIn-based light-emitting diodes / C. Pernot, M. Kim, S. Fukahori, T. Inazu, T. Fujita, Y. Nagasawa, A. Hirano, M. Ippommatsu, M. Iwaya, S. Kamiyama, I. Akasaki, H. Amano // *Appl. Phys. Express.* – 2010. – V. 3, N 6. – P. 061004. DOI: 10.1143/APEX.3.061004

9. **Kinoshita, T.** Deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN substrates prepared by hydride vapor phase epitaxy / T. Kinoshita, K. Hironaka, T. Obata, T. Nagashima, R. Dalmau, R. Schlessler, B. Moody, J. Xie, S.-I. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitsu, Z. Sitar // *Appl. Phys. Express.* – 2012. – V. 5, N 12. – P. 122101. DOI: 10.1143/APEX.5.122101

10. **Shen, Y. C.** Auger recombination in InGaIn measured by photoluminescence / Y. C. Shen, G. O. Mueller, S. Watanabe, N. F. Gardner, A. Munkholm, M. R. Krames // *Appl. Phys. Lett.* – 2007. – V. 91, iss. 14. – P. 141101. DOI: 10.1063/1.2785135

11. **Kioupakis, E.** Indirect Auger recombination as a cause of efficiency droop in nitride light-emitting diodes / E. Kioupakis, P. Rinke, K. T. Delaney, C. G. Van de Walle // *Appl. Phys. Lett.* – 2011. – V. 98, iss. 16. – P. 161107. DOI: 10.1063/1.3570656

12. **Ryu, H.-Y.** Investigation of light extraction efficiency in AlGaIn deep-ultraviolet light-emitting diodes / H.-Y. Ryu, I.-G. Choi, H.-S. Choi, J.-I. Shim // *Appl. Phys. Express.* – 2013. – V. 6, N 6. – P. 062101. DOI: 10.7567/APEX.6.062101

13. **Ryu, H.-Y.** Large enhancement of light extraction efficiency in AlGaIn-based nanorod ultraviolet light-emitting diode structures / H.-Y. Ryu // *Nanoscale Research Lett.* – 2014. – V. 9. – P. 58. DOI: 10.1186/1556-276X-9-58

14. **Zhao, P.** Analysis of TM mode light extraction efficiency enhancement for deep ultraviolet AlGaIn quantum wells light-emitting diodes with III-nitride micro-domes / P. Zhao, L. Han, M. R. McGoogan, H. Zhao // *Optical Materials Express.* – 2012. – V. 2, iss. 10. – P. 1397–1406. DOI: 10.1364/OME.2.001397

15. **Kurin, S.** CHVPE growth of AlGaIn-based UV LEDs / S. Kurin, A. Antipov, I. Barash, A. Roenkov, H. Helava, S. Tarasov, E. Menkovich, I. Lamkin, Yu. Makarov // *Phys. Status Solidi C.* – 2013. – V. 10, iss. 3. – P. 289–293. DOI: 10.1002/pssc.201200640

16. **Pautrat, J. L.** Admittance spectroscopy: A powerful characterization technique for semiconductor crystals—Application to ZnTe / J. L. Pautrat, B. Katircioglu, N. Magnea, D. Bensahel, J. C. Pfister, L. Revoil // *Solid-State Electron.* – 1980. – V. 23, iss. 11. – P. 1159–1169. DOI: 10.1016/0038-1101(80)90028-3

17. **Martin, G. M.** Detailed electrical characterisation of the deep Cr acceptor in GaAs / G. M. Martin, A. Mitonneau, D. Pons, A. Mircea, D. W. Woodward // *J. Phys. C: Solid State Phys.* – 1980. – V. 13, N 20. – P. 3855. DOI: 10.1088/0022-3719/13/20/009

18. **Yakimov, E. B.** EBIC measurements of small diffusion length in semiconductor structures / E. B. Yakimov, S. S. Borisov, S. I. Zaitsev // *Semiconductors.* – 2007. – V. 41, iss. 4. – P. 411–413. DOI: 10.1134/S1063782607040094

19. **Yakimov, E. B.** What is the real value of diffusion length in GaN? / E. B. Yakimov // *J. Alloys and Compounds.* – 2015. – V. 627. – P. 344–351. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.11.229

20. **Moram, M. A.** X-ray diffraction of III-nitrides / M. A. Moram, M. E. Vickers // *Rep. Prog. Phys.* – 2009. – V. 72, N 3. – P. 036502. DOI: 10.1088/0034-4885/72/3/036502

21. **Tao, Y. B.** Polarization modification in InGaIn/GaN multiple quantum wells by symmetrical thin low temperature-GaN layers / Y. B. Tao, Z. Z. Chen, F. F. Zhang, C. Y. Jia, S. L. Qi, T. J. Yu, X. N. Kang, Z. J. Yang, L. P. You, D. P. Yu, G. Y. Zhang // *J. Appl. Phys.* – 2010. – V. 107, iss. 10. – P. 103529. DOI: 10.1063/1.3374686

22. **Kinoshita, T.** High p-type conduction in high-Al content Mg-doped AlGaIn / T. Kinoshita, T. Obata, H. Yanagi, S.-I. Inoue // *Appl. Phys. Lett.* – 2013. – V. 102, iss. 1. – P. 012105. DOI: 10.1063/1.4773594

23. **Mori, T.** Crystal growth and p-type conductivity control of AlGaIn for high-efficiency nitride-based UV emitters / T. Mori, K. Nagamatsu, K. Nonaka, K. Takeda, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki // *Phys. Status Solidi C* – 2009. – V. 6, iss. 12. – P. 2621–2625. DOI: 10.1002/pssc.200982547

24. **Van de Walle, C. G.** First-principles calculations for defects and impurities: Applications to III-nitrides / C. G. Van de Walle, J. Neugebauer // *J. Appl. Phys.* – 2004. – V. 95, iss. 8. – P. 3851. DOI: 10.1063/1.1682673

25. GaN and Related Materials II, S. J. Pearton (Eds.) / G. Popovici, H. Morkoc. – Gordon and Breach (Netherlands), 1999. P. 93–172

26. **Simpkins, B. S.** Correlated scanning Kelvin probe and conductive atomic force microscopy studies of dislocations in gallium nitride / B. S. Simpkins, E. T. Yu, P. Waltereit, J. S. Speck // *J. Appl. Phys.* – 2003. – V. 94, iss. 3. – P. 1448. DOI: 10.1063/1.1586952

27. **Wei, T. B.** Hillocks and hexagonal pits in a thick film grown by HVPE / T. B. Wei, R. F. Duan, J. X. Wang, J. M. Li, Z. Q. Huo, Y. P. Zeng // *Microelectronics J.* – 2008. – V. 39, iss. 12. – P. 1556–1559. DOI: 10.1016/j.mejo.2008.02.024

28. **Kim, B. H.** Investigation of leakage current paths in n-GaN by conductive atomic force microscopy / B. H. Kim, D. Y. Moon, K. S. Joo, S. W. Oh, Y. K. Lee, Y. J. Park, Y. Nanishi, E. J. Yoon // *Appl. Phys. Lett.* – 2014. – V. 104, iss. 10. – P. 102101. DOI: 10.1063/1.4868127
29. **Look, D. C.** Dislocation scattering in GaN / D. C. Look, J. R. Sizelove // *Phys. Rev. Lett.* – 1999. – V. 82, iss. 6. – P. 1237–1240. DOI: 10.1103/PhysRevLett.82.1237
30. **Usui, A.** Gallium nitride crystals grown by hydride vapor phase epitaxy with dislocation reduction mechanism / A. Usui // *ECS J. Solid State Sci. Technol.* – 2013. – V. 2, iss. 8. – P. N3045–N3050. DOI: 10.1149/2.010308jss
31. **Elsner, J.** Theory of threading edge and screw dislocations in GaN / J. Elsner, R. Jones, P. K. Sitch, V. D. Porezag, M. Elstner, Th. Frauenheim, M. I. Heggie, S. Öberg, P. R. Briddon // *Phys. Rev. Lett.* – 1997. – V. 79, iss. 19. – P. 3672. DOI: 10.1103/PhysRevLett.79.3672
32. **Elsner, J.** Deep acceptors trapped at threading–edge dislocations in GaN / J. Elsner, R. Jones, M. I. Heggie, P. K. Sitch, M. Haugk, Th. Frauenheim, S. Öberg, P. R. Briddon // *Phys. Rev. B.* – 1998. – V. 58, iss. 19. – P. 12571. DOI: 10.1103/PhysRevB.58.12571
33. **Northrup, J. E.** Screw dislocations in GaN: The Ga–filled core model / J. E. Northrup // *Appl. Phys. Lett.* – 2001. – V. 78, iss. 16. – P. 2288–2290. DOI: 10.1063/1.1361274
34. **Song, J.** High conductive gate leakage current channels induced by in segregation around screw– and mixed–type threading dislocations in lattice–matched $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ heterostructures / J. Song, F. J. Xu, X. D. Yan, F. Lin, C. C. Huang, L. P. You, T. J. Yu, X. Q. Wang, B. Shen, K. Wei, X. Y. Liu // *Appl. Phys. Lett.* – 2010. – V. 97, iss. 23. – P. 232106. DOI: 10.1063/1.3525713
35. **Meneghini, M.** Characterization of the deep levels responsible for non–radiative recombination in InGaN/GaN light–emitting diodes / M. Meneghini, M. la Grassa, S. Vaccari, B. Galler, R. Zeisel, P. Drechsel, B. Hahn, G. Meneghesso, E. Zanoni // *Appl. Phys. Lett.* – 2014. – V. 104, iss. 11. – P. 113505. DOI: 10.1063/1.4868719
36. **Venturi, G.** Dislocation–related trap levels in nitride–based light emitting diodes / G. Venturi, A. Castaldini, A. Cavallini, M. Meneghini, E. Zanoni, D. Zhu, C. Humphreys // *Appl. Phys. Lett.* – 2014. – V. 104, iss. 21. – P. 211102. DOI: 10.1063/1.4879644
37. **Meneghini, M.** Investigation of the deep level involved in InGaN laser degradation by deep level transient spectroscopy / M. Meneghini, C. de Santi, N. Trivellin, K. Orita, S. Takigawa, T. Tanaka, D. Ueda, G. Meneghesso, E. Zanoni // *Appl. Phys. Lett.* – 2011. – V. 99, iss. 9. – P. 093506. DOI: 10.1063/1.3626280
38. **Look, D. C.** Defect donor and acceptor in GaN / D. C. Look, D. C. Reynolds, J. W. Hemsky, J. R. Sizelove, R. L. Jones, R. J. Molnar // *Phys. Rev. Lett.* – 1997. – V. 79, iss. 12. – P. 2273. DOI: 10.1103/PhysRevLett.79.2273
39. **Reschikov, M. A.** Luminescence properties of defects in GaN / M. A. Reschikov, H. Morkoç // *J. Appl. Phys.* – 2005. – V. 97, iss. 6. – P. 061301. DOI: 10.1063/1.1868059
40. **Menkovich, E. A.** Study of the characteristics of UVA LEDs grown by HVPE: active region thickness–dependent performance / E. A. Menkovich, S. A. Tarasov, I. A. Lamkin, A. V. Solomonov, S. Yu. Kurin, A. A. Antipov, I. S. Barash, A. D. Roenkov, A. S. Usikov, H. I. Helava, Yu. N. Makarov // *J. Phys.: Conf. Ser.* – 2014. – V. 541, conf. 1. – P. 012054. DOI: 10.1088/1742-6596/541/1/012054
41. UV–LED. URL: <http://www.nichia.co.jp/en/product/uv-led.html>

Работа в НИТУ «МИСиС» выполнялась при поддержке Министерства науки и образования РФ в рамках программы повышения конкурентоспособности ведущих российских вузов (№ К2–2014–055).

Работа в Чонбукском университете выполнялась при поддержке Национального исследовательского фонда Кореи (NRF), финансируемого Министерством науки и планирования будущего Кореи (2013R1A2A2A07067688, 2010–0019626).

SSN 1609–3577 *Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoy tekhniki = Materials of Electronic Technics.* 2016, vol. 19, no. 2, pp. 75–86.

Structural, electrical and luminescent characteristics of ultraviolet light emitting structures grown by hydride vapor phase epitaxy

A. Y. Polyakov^{1,2}, Jin-Hyeon Yun¹, A. S. Usikov^{3,4}, E. B. Yakimov^{2,5}, N. B. Smirnov^{2,6}, K. D. Shcherbachev², H. Helava³, Y. N. Makarov³, S. Y. Kurin⁷, N. M. Schmidt⁸, O. I. Rabinovich², S. I. Didenko², S. A. Tarelkin^{2,9}, B. P. Papchenko⁴, In-Hwan Lee¹

¹*School of Advanced Materials Engineering and Research Center of Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Jeonju, Korea*

²*National University of Science and Technology MISiS, 4 Leninsky Prospekt, Moscow 119049, Russia*

³*Nitride Crystals, Inc., Deer Park, USA*

⁴*TMO University (Saint Petersburg National Research University of Information Technologies, Mechanics and Optics), 49 Kronverksky Prospekt, St. Petersburg, 197101 Russia*

⁵*Institute of Microelectronics Technology and High Purity Materials Russian Academy of Science, 6 Academician Ossipyan Str., Chernogolovka, Moscow Region, 142432, Russia*

⁶*Federal state research and design institute of rare metal industry (JSC «Giredmet»), 5–1 B. Tolmachevsky Per., Moscow 119017, Russia*

⁷*Nitride Crystals Ltd., 27 Engels Prospekt, St. Petersburg 194156, Russia*

⁸*Ioffe Physical–Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, 26 Politekhnikeskaya Str., St. Petersburg 194021, Russia*

⁹*Technological Institute for Superhard and Novel Carbon Materials, 7a Tsentralnaya Str., Troitsk, Moscow 142190, Russia*

Abstract. Electrical and luminescent properties of near–UV light emitting diode structures (LEDs) prepared by hydride vapor phase epitaxy (HVPE) were studied. Variations in photoluminescence and electroluminescence efficiency observed for LEDs grown under nominally similar conditions could be attributed to the difference in the structural quality (dislocation density, density of dislocations agglomerates) of the GaN active layers, to the difference in strain relaxation achieved by growth of AlGaIn/AlGaIn superlattice and to the presence of current leakage channels in current confining AlGaIn layers of the double heterostructure.

Keywords: electrical properties, optical properties, nitrides

References

1. Razeghi M. III–nitride optoelectronic devices: From ultraviolet toward terahertz. *IEEE Photonics J.*, 2011, vol. 3, no. 2, pp. 263–267. DOI: 10.1109/JPHOT.2011.2135340
2. Schubert E. F. *Light–Emitting Diodes.* – Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
3. Li J., Lin J. Y., Jiang H. X. Growth of III–nitride photonic structures on large area silicon substrates. *Appl. Phys. Lett.*, 2006, vol. 88, no. 17, p. 171909. DOI: 10.1063/1.2199492
4. Fujikawa S., Hirayama H. 284–300 nm quaternary InAlGaIn–based deep–ultraviolet light–emitting diodes on Si(111) sub-

- strates. *Appl. Phys. Express*, 2011, vol. 4, no. 6, p. 061002. DOI: 10.1143/APEX.4.061002
5. Zhang Y., Gautier S., Cho C. Y., Cicek E., Vashaei Z., McClintock R., Bayram C., Bai Y., Razeghi M. Near milliwatt power AlGaIn-based ultraviolet light emitting diodes based on lateral epitaxial overgrowth of AlN on Si(111). *Appl. Phys. Lett.*, 2013, vol. 102, no. 1, p. 011106. DOI: 10.1063/1.4773565
6. Cho C.-Y., Zhang Y., Cicek E., Rahnema B., Bai Y., McClintock R., Razeghi M. Surface plasmon enhanced light emission from AlGaIn-based ultraviolet light-emitting diodes grown on Si(111). *Appl. Phys. Lett.*, 2013, vol. 102, no. 21, p. 211110. DOI: 10.1063/1.4809521
7. Grandusky J. R., Gibb S. R., Mendrick M. C., Moe C., Wraback M., Schowalter L. J. High output power from 260 nm pseudomorphic ultraviolet light-emitting diodes with improved thermal performance. *Appl. Phys. Express*, 2011, vol. 4, no. 8, p. 082101. DOI: 10.1143/APEX.4.082101
8. Pernot C., Kim M., Fukahori S., Inazu T., Fujita T., Nagasawa Y., Hirano A., Ippommatsu M., Iwaya M., Kamiyama S., Akasaki I., Amano H. Improved efficiency of 255–280 nm AlGaIn-based light-emitting diodes. *Appl. Phys. Express*, 2010, vol. 3, no. 6, p. 061004. DOI: 10.1143/APEX.3.061004
9. Kinoshita T., Hironaka K., Obata T., Nagashima T., Dalmau R., Schlessler R., Moody B., Xie J., Inoue S.-I., Kumagai Y., Koukita A., Sitar Z. Deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN substrates prepared by hydride vapor phase epitaxy. *Appl. Phys. Express*, 2012, vol. 5, no. 12, p. 122101. DOI: 10.1143/APEX.5.122101
10. Shen Y. C., Mueller G. O., Watanabe S., Gardner N. F., Munkholm A., Krames M. R. Auger recombination in InGaIn measured by photoluminescence. *Appl. Phys. Lett.*, 2007, vol. 91, no. 14, p. 141101. DOI: 10.1063/1.2785135
11. Kioupakis E., Rinke P., Delaney K. T., Van de Walle C. G. Indirect Auger recombination as a cause of efficiency droop in nitride light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.*, 2011, vol. 98, no. 16, p. 161107. DOI: 10.1063/1.3570656
12. Ryu H.-Y., Choi I.-G., Choi H.-S., Shim J.-I. Investigation of light extraction efficiency in AlGaIn deep-ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Express*, 2013, vol. 6, no. 6, p. 062101. DOI: 10.7567/APEX.6.062101
13. Ryu H.-Y. Large enhancement of light extraction efficiency in AlGaIn-based nanorod ultraviolet light-emitting diode structures. *Nanoscale Research Letters*, 2014, vol. 9, p. 58. DOI: 10.1186/1556-276X-9-58
14. Zhao P., Han L., McGoogan M. R., Zhao H. Analysis of TM mode light extraction efficiency enhancement for deep ultraviolet AlGaIn quantum wells light-emitting diodes with III-nitride microdomes. *Optical Materials Express*, 2012, vol. 2, no. 10, pp. 1397–1406. DOI: 10.1364/OME.2.001397
15. Kurin S., Antipov A., Barash I., Roenkov A., Helava H., Tarasov S., Menkovich E., Lamkin I., Makarov Yu. CHVPE growth of AlGaIn-based UV LEDs. *Phys. Status Solidi C*, 2013, vol. 10, no. 3, pp. 289–293. DOI: 10.1002/pssc.201200640
16. Pautrat J. L., Katircioglu B., Magnea N., Bensahel D., Pfister J. C., Revoil L. Admittance spectroscopy: A powerful characterization technique for semiconductor crystals—Application to ZnTe. *Solid-State Electron.*, 1980, vol. 23, no. 11, pp. 1159–1169. DOI: 10.1016/0038-1101(80)90028-3
17. Martin G. M., Mitonneau A., Pons D., Mircea A., Woodward D. W. Detailed electrical characterisation of the deep Cr acceptor in GaAs. *J. Phys. C: Solid State Phys.*, 1980, vol. 13, no. 20, p. 3855. DOI: 10.1088/0022-3719/13/20/009
18. Yakimov E. B., Borisov S. S., Zaitsev S. I. EBIC measurements of small diffusion length in semiconductor structures. *Semiconductors*, 2007, vol. 41, no. 4, pp. 411–413. DOI: 10.1134/S1063782607040094
19. Yakimov E. B. What is the real value of diffusion length in GaN? *J. Alloys and Compounds*, 2015, vol. 627, pp. 344–351. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.11.229
20. Moram M. A., Vickers M. E. X-ray diffraction of III-nitrides. *Rep. Prog. Phys.*, 2009, vol. 72, no. 3, p. 036502. DOI: 10.1088/0034-4885/72/3/036502
21. Tao Y. B., Chen Z. Z., Zhang F. F., Jia C. Y., Qi S. L., Yu T. J., Kang X. N., Yang Z. J., You L. P., Yu D. P., Zhang G. Y. Polarization modification in InGaIn/GaN multiple quantum wells by symmetrical thin low temperature-GaN layers. *J. Appl. Phys.*, 2010, vol. 107, no. 10, p. 103529. DOI: 10.1063/1.3374686
22. Kinoshita T., Obata T., Yanagi H., Inoue S.-I. High p-type conduction in high-Al content Mg-doped AlGaIn. *Appl. Phys. Lett.*, 2013, vol. 102, no. 1, p. 012105. DOI: 10.1063/1.4773594
23. Mori T., Nagamatsu K., Nonaka K., Takeda K., Iwaya M., Kamiyama S., Amano H., Akasaki I. Crystal growth and p-type conductivity control of AlGaIn for high-efficiency nitride-based UV emitters. *Phys. Status Solidi C*, 2009, vol. 6, no. 12, pp. 2621–2625. DOI: 10.1002/pssc.200982547
24. Van de Walle C. G., Neugebauer J. First-principles calculations for defects and impurities: Applications to III-nitrides. *J. Appl. Phys.*, 2004, vol. 95, no. 8, p. 3851. DOI: 10.1063/1.1682673
25. Popovici G., Morkoc H. GaN and Related Materials II, S. J. Pearton (Eds.). – Gordon and Breach (Netherlands), 1999, pp. 93–172
26. Simpkins B. S., Yu E. T., Waltereit P., Speck J. S. Correlated scanning Kelvin probe and conductive atomic force microscopy studies of dislocations in gallium nitride. *J. Appl. Phys.*, 2003, vol. 94, no. 3, p. 1448. DOI: 10.1063/1.1586952
27. Wei T. B., Duan R. F., Wang J. X., Li J. M., Huo Z. Q., Zeng Y. P. Hillocks and hexagonal pits in a thick film grown by HVPE. *Microelectronics Journal*, 2008, vol. 39, no. 12, pp. 1556–1559. DOI: 10.1016/j.mejo.2008.02.024
28. Kim B. H., Moon D. Y., Joo K. S., Oh S. W., Lee Y. K., Park Y. J., Nanishi Y., Yoon E. J. Investigation of leakage current paths in n-GaN by conductive atomic force microscopy. *Appl. Phys. Lett.*, 2014, vol. 104, no. 10, p. 102101. DOI: 10.1063/1.4868127
29. Look D. C., Sizelove J. R. Dislocation scattering in GaN. *Phys. Rev. Lett.*, 1999, vol. 82, no. 6, pp. 1237–1240. DOI: 10.1103/PhysRevLett.82.1237
30. Usui A. Gallium nitride crystals grown by hydride vapor phase epitaxy with dislocation reduction mechanism. *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, 2013, vol. 2, no. 8, pp. N3045–N3050. DOI: 10.1149/2.010308jss
31. Elsner J., Jones R., Sitch P. K., Porezag V. D., Elstner M., Frauenheim Th., Heggie M. I., Öberg S., Briddon P. R. Theory of threading edge and screw dislocations in GaN. *Phys. Rev. Lett.*, 1997, vol. 79, no. 19, p. 3672. DOI: 10.1103/PhysRevLett.79.3672
32. Elsner J., Jones R., Heggie M. I., Sitch P. K., Haugk M., Frauenheim Th., Öberg S., Briddon P. R. Deep acceptors trapped at threading-edge dislocations in GaN. *Phys. Rev. B*, 1998, vol. 58, no. 19, p. 12571. DOI: 10.1103/PhysRevB.58.12571
33. Northrup J. E. Screw dislocations in GaN: The Ga-filled core model. *Appl. Phys. Lett.*, 2001, vol. 78, no. 16, pp. 2288–2290. DOI: 10.1063/1.1361274
34. Song J., Xu F. J., Yan X. D., Lin F., Huang C. C., You L. P., Yu T. J., Wang X. Q., Shen B., Wei K., Liu X. Y. High conductive gate leakage current channels induced by In segregation around screw- and mixed-type threading dislocations in lattice-matched In_xAl_{1-x}N/GaN heterostructures. *Appl. Phys. Lett.*, 2010, vol. 97, no. 23, p. 232106. DOI: 10.1063/1.3525713
35. Meneghini M., la Grassa M., Vaccari S., Galler B., Zeisel R., Drechsel P., Hahn B., Meneghesso G., Zanoni E. Characterization of the deep levels responsible for non-radiative recombination in InGaIn/GaN light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.*, 2014, vol. 104, no. 11, pp. 113505. DOI: 10.1063/1.4868719
36. Venturi G., Castaldini A., Cavallini A., Meneghini M., Zanoni E., Zhu D., Humphreys C. Dislocation-related trap levels in nitride-based light emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.*, 2014, vol. 104, no. 21, p. 211102. DOI: 10.1063/1.4879644
37. Meneghini M., de Santi C., Trivellin N., Orita K., Taki-gawa S., Tanaka T., Ueda D., Meneghesso G., Zanoni E. Investigation of the deep level involved in InGaIn laser degradation by deep level transient spectroscopy. *Appl. Phys. Lett.*, 2011, vol. 99, no. 9, p. 093506. DOI: 10.1063/1.3626280
38. Look D. C., Reynolds D. C., Hemsley J. W., Sizelove J. R., Jones R. L., Molnar R. J. Defect donor and acceptor in GaN. *Phys. Rev. Lett.*, 1997, vol. 79, no. 12, p. 2273. DOI: 10.1103/PhysRevLett.79.2273
39. Reschikov M. A., Morkoc H. Luminescence properties of defects in GaN. *J. Appl. Phys.*, 2005, vol. 97, no. 6, p. 061301. DOI: 10.1063/1.1868059
40. Menkovich E. A., Tarasov S. A., Lamkin I. A., Solomonov A. V., Kurin S. Yu., Antipov A. A., Barash I. S., Roenkov A. D., Usikov A. S., Helava H. I., Makarov Yu. N. Study of the characteristics of UVA LEDs grown by HVPE: active region thickness-dependent performance. *J. Phys.: Conf. Ser.*, 2014, vol. 541, conf. 1, p. 012054. DOI: 10.1088/1742-6596/541/1/012054
41. UV-LED. URL: <http://www.nichia.co.jp/en/product/uv-led.html>

Acknowledgement. The work at NUST MISiS was supported in part by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework of Increase Competitiveness Program of NUST «MISiS» (No. K2–2014–055).

The work at the Chonbuk National University was supported by National Research Foundation of Korea (NRF) funded by Ministry of Science, ICT & Future Planning (2013R1A2A2A07067688, 2010–0019626).