

# Структурные исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии нелегированного и легированного кремнием GaN, выращенного на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

© Н.А. Черкашин<sup>†</sup>, Н.А. Берт, Ю.Г. Мусихин, С.В. Новиков, T.S. Cheng\*, С.Т. Фоxon\*

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

\* School of Physics and Astronomy, University of Nottingham,  
Nottingham NG7 2RD, England, UK

(Получена 9 февраля 2000 г. Принята к печати 17 февраля 2000 г.)

Методы просвечивающей электронной микроскопии исследована микроструктура пленок GaN (0001), нелегированных и легированных кремнием с концентрациями  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) без нитридации и буферного слоя. Проведены исследования дефектных структур, включающих в себя инверсионные домены, полые трубки и дефекты упаковки в базовой плоскости (0001). Прослежено влияние легирования кремнием на плотность прорастающих дислокаций и размеры зерен GaN, ограниченных инверсионными доменами. Показано, что при концентрации легирующего кремния  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  происходит сглаживание ступенчатого рельефа поверхности пленки GaN.

## 1. Введение

Использование тонких пленок GaN для создания светодиодов и лазеров, излучающих в голубой области спектра [1], привлекло значительное внимание к микроструктуре пленок GaN [2–8]. Особенностью структур с пленкой GaN, выращенной, в частности, на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, является наличие высокой плотности дефектов  $\geq 10^9 \text{ см}^{-2}$  [2–4], что на несколько порядков превышает плотность дефектов, допустимую в приборных структурах на основе GaAs. Предыдущие исследования GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> показали, что основными дефектами в таких структурах являются дислокации, дефекты упаковки в базовой плоскости (0001) и планарные дефекты [2–8]. Большинство определенных ранее прорастающих дислокаций являлись частичными краевыми с векторами Бюргерса  $\mathbf{b} = \pm 1/3[1\ 1\ \bar{2}0]$ ,  $\mathbf{b} = \pm 1/3[1\ \bar{2}\ 10]$ ,  $\mathbf{b} = \pm 1/3[2\ \bar{1}\ \bar{1}0]$ . Особое внимание уделялось так называемым инверсионным доменам и полым трубкам (нанотрубкам). К сожалению, однозначного определения причин возникновения таких дефектов, а также их структуры еще не существует. Большинство исследований проводилось для структур с GaN, выращенных на буферном слое [2,4–8]. Применение нитридации подложки и создание буферного слоя (например, AlN, AlGaIn, GaN) позволяло напряжению деформации, возникающему из-за существенного расхождения параметров решетки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и GaN в базовой плоскости роста, преимущественно падать на буферном слое. Дальнейший рост пленки GaN проходил уже без образования значительного количества дефектов. На рост пленки GaN оказывали существенное влияние полярность буферного слоя, а также наличие примесей в материале [7,8]. Как показано в работе [3], процессы роста пленки GaN на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без буферного слоя и при его наличии значительно отличаются. Именно

поэтому представляется актуальным определение влияния различных условий роста, в частности легирования кремнием, на структуру пленок GaN, выращенных на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без буферного слоя.

## 2. Образцы и метод исследования

Методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) без ее дополнительной обработки (например, нитридации) и без создания буферного слоя были выращены нелегированные пленки GaN (0001) и легированные кремнием с концентрациями  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ .

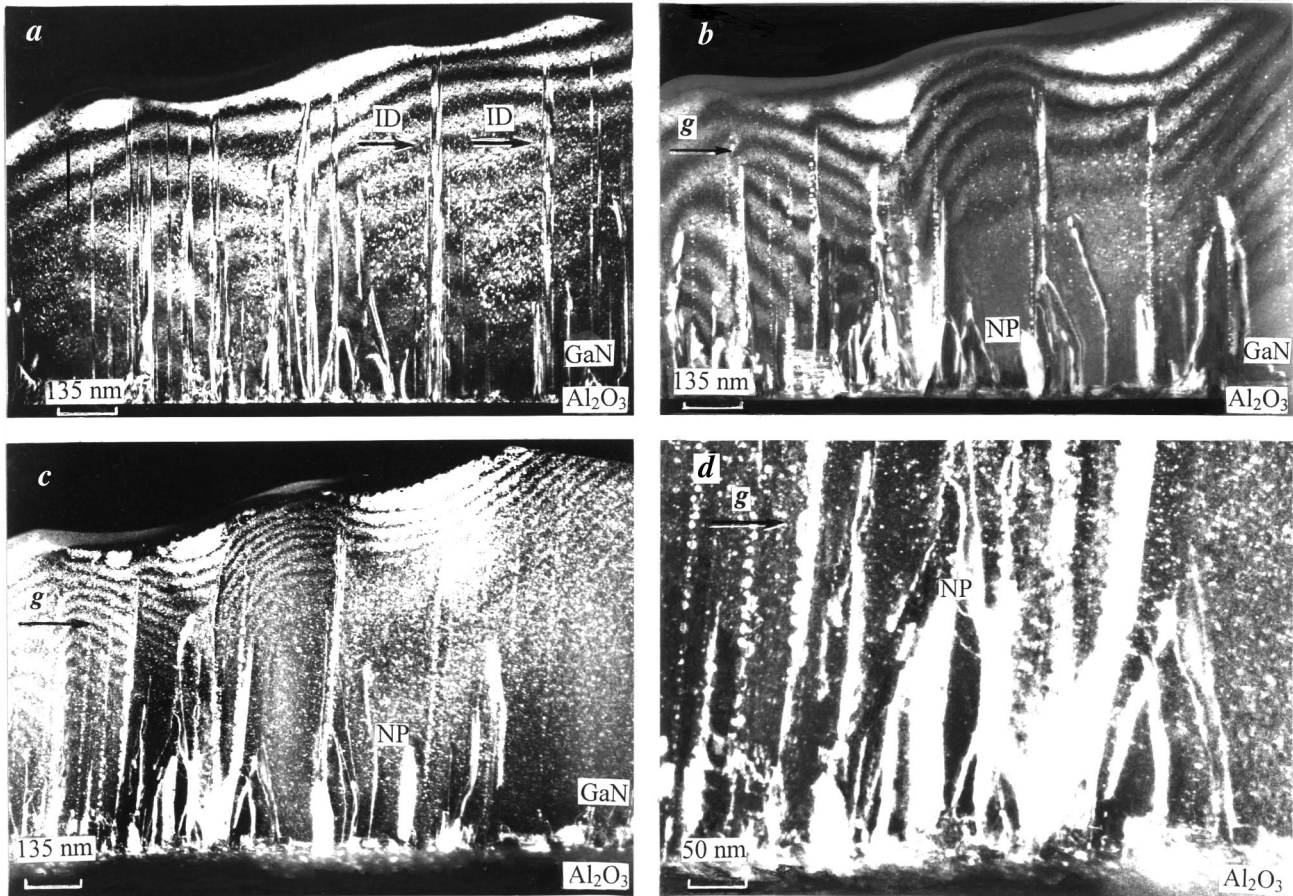
Исследования образцов проводились с помощью просвечивающего электронного микроскопа Philips EM-420, работающего при ускоряющем напряжении 100 кВ. Использовалась стандартная методика приготовления образцов, включающая в себя механическую обработку (шлифование и полирование) и распыление материала ионами Ar<sup>+</sup> с энергией 4 кэВ под углом 14° к поверхности образца.

## 3. Результаты

Все исследуемые образцы приготавливались в геометрии поперечного сечения ( $2\ \bar{1}\ \bar{1}0$ ). Образцы с нелегированной пленкой GaN и пленкой, легированной Si с концентрацией  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , приготавливались также в планарной геометрии (0001).

Определение ориентационных соотношений между GaN и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводилось с помощью анализа картины дифракции на образцах, приготовленных в геометрии поперечного сечения ( $2\ \bar{1}\ \bar{1}0$ ) при падении пучка электронов вдоль интерфейса. Было получено, что относительно направления, перпендикулярного интерфейсу

<sup>†</sup> E-mail: Cherkashin@pop.ioffe.rssi.ru



**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение пленки GaN, легированной кремнием с концентрацией  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , полученное в режиме слабого пучка ( $g, 3g$ ): *a* — при действующем рефлексе (0002) в геометрии поперечного сечения ( $2\bar{1}\bar{1}0$ ); *b* — при действующем рефлексе ( $01\bar{1}0$ ) в геометрии поперечного сечения ( $2\bar{1}\bar{1}0$ ); *c* — при действующем рефлексе ( $1\bar{1}00$ ) в геометрии поперечного сечения ( $11\bar{2}0$ ); *d* — при действующем рефлексе ( $1\bar{1}00$ ) в геометрии поперечного сечения ( $11\bar{2}0$ ). ID — инверсионные домены, NP — поляе трубки.

(что соответствует оси *c*), существует разворот пленки GaN на  $30^\circ$ . Причина разворота заключается в стремлении системы уменьшить напряжение, вызванное значительным расхождением параметров решетки GaN и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в базовой плоскости роста [2].

Изучение контраста на дифракционных изображениях позволило определить, что в GaN (нелегированном и легированном Si) присутствуют следующие основные типы дефектов: трехмерные инверсионные домены и поляе трубки, прорастающие дислокации (винтовые, краевые и смешанного типа) и дефекты упаковки в базовой плоскости (0001).

Исследование типов дислокаций проводилось с использованием метода погасания контраста от дислокации в случае, если направление действующего отражения перпендикулярно вектору Бюргера ( $\mathbf{b}$ ). При этом для получения изображений использовался режим слабого пучка ( $g, 3g$ ), в котором подавляется сильный контраст от полей деформаций, вызванных дислокациями. Наличие четкого контраста от прорастающих дислокаций в условиях слабого пучка ( $g, 3g$ ) при действующем

отражениях ( $01\bar{1}0$ ) в поперечном сечении ( $2\bar{1}\bar{1}0$ ) (рис. 1, *b*) и ( $11\bar{2}0$ ) в поперечном сечении ( $1\bar{1}00$ ) (рис. 1, *c, d*), а также его погасание при действующих отражениях (0002) в поперечных сечениях ( $2\bar{1}\bar{1}0$ ) и ( $1\bar{1}00$ ) (рис. 1, *a*) позволило заключить, что это краевые дислокации с  $\mathbf{b} = \langle hkl0 \rangle$ . Было показано [2], что такого рода дислокации представляют собой частичные краевые дислокации с  $\mathbf{b} = 1/3\langle 1\bar{1}\bar{2}0 \rangle$  и  $\mathbf{b} = 1/3\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ . В легированных кремнием пленках GaN не обнаружено таких дислокаций, от которых был бы контраст при действующем отражении ( $11\bar{2}0$ ) в поперечном сечении ( $1\bar{1}00$ ) и было бы его погасание во всех остальных условиях, описанных выше. Следовательно, частичные краевые дислокации с  $\mathbf{b} = 1/3\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$  в данных образцах отсутствуют (либо их плотность исчезающе мала по сравнению с плотностями остальных типов дислокаций).

Винтовые дислокации с  $\mathbf{b} = [0002]$  определялись по наличию от них контраста при действующем отражении (0002) в поперечных сечениях ( $2\bar{1}\bar{1}0$ ) и ( $1\bar{1}00$ ) (рис. 1, *a*) и погасании контраста при отраже-

## Плотности прорастающих дислокаций и полых трубок

Тип образца GaN	Плотности дефектов, см <sup>-2</sup>				Полые трубки
	Прорастающие дислокации				
	Винтовые с <b>b</b>	Частичные краевые с <b>b</b>			
	[0002]	1/3[1 1 $\bar{2}$ 0]	1/3[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]		
Нелегированный	1 · 10 <sup>9</sup>	2 · 10 <sup>9</sup>	3 · 10 <sup>9</sup>	4 · 10 <sup>9</sup>	2 · 10 <sup>9</sup>
Легированный с $n_{Si} = 10^{17}$ см <sup>-3</sup>	7 · 10 <sup>9</sup>	5 · 10 <sup>9</sup>	—	4 · 10 <sup>9</sup>	2 · 10 <sup>9</sup>
Легированный с $n_{Si} = 10^{18}$ см <sup>-3</sup>	1 · 10 <sup>10</sup>	2 · 10 <sup>9</sup>	—	7 · 10 <sup>9</sup>	2 · 10 <sup>9</sup>

ниях (01 $\bar{1}$ 0) и (11 $\bar{2}$ 0) в поперечных сечениях (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0) и (1 $\bar{1}$ 00) соответственно (рис. 1, *b*, 1, *c*).

Дислокации, контраст от которых (или его частичное погасание) присутствует во всех вышеприведенных условиях, имеют **b** = *hklm*. Как показано в работе [2], дислокации с таким поведением контраста являются дислокациями смешанного типа с **b** = 1/3[1 1  $\bar{2}$  3].

Таким образом, используя данную методику определения типов дислокаций, был проведен анализ изображений, полученных в поперечных сечениях (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0) и (1 $\bar{1}$ 00) с трех типов образцов: нелегированного GaN и легированного кремнием с концентрациями 10<sup>17</sup> см<sup>-3</sup> и 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>. Результаты представлены в таблице.

Наравне с дислокациями и дефектами упаковки типа (0001) в структуре всех типов образцов присутствуют инверсионные домены и полые трубки. На изображениях с образцов в поперечных сечениях (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0) и (1 $\bar{1}$ 00) при действующем отражении (0002) в светлом и темном полях четко выделяются полосы, берущие начало на интерфейсе и заканчивающиеся на поверхности слоя GaN, имеющие контраст, отличный от матрицы, и резкие границы (рис. 2). Такие дефектные структуры интерпретируются как инверсионные домены. Исследование контраста от этих образований в зависимости от действующих рефлексов показало, что присутствует полное погасание границ полос в рефлексе (01 $\bar{1}$ 0) в сечении (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0) и в рефлексе (11 $\bar{2}$ 0) в сечении (1 $\bar{1}$ 00) (рис. 1, *a*, 1, *b*). Причем на изображении на месте, соответствующем погасшей полосе, присутствует контраст от мелких включений, складированных в направлении [0001], что вызвало предположение о наличии винтовых дислокаций с **b** = [0002] в этих инверсионных доменах. Данный факт был подтвержден изображениями образцов, полученных в планарной геометрии (0001) при действующих отражениях (01 $\bar{1}$ 0) и (11 $\bar{2}$ 0) нелегированного GaN и легированного кремнием с концентрацией 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup> (рис. 3). Очевидно присутствие зерен GaN, ограниченных полосами с резкими границами, имеющих отличный от матрицы контраст. Наблюдаются также винтовые дислокации как на внешней границе полос, так и на границе полоса — зерно матрицы. Зерна матрицы GaN

имеют гексагональную форму и границы, ориентацию которых определим далее. Их латеральные размеры для нелегированного GaN и GaN, легированного кремнием с концентрациями 10<sup>17</sup> см<sup>-3</sup> и 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>, составляют ~ 400–500, 300–400 и 200–300 нм соответственно. Наложение дифракционной картины на изображения, полученные в дифракционном контрасте при действующих отражениях (11 $\bar{2}$ 0), (01 $\bar{1}$ 0), позволило определить ориентацию границ зерен как {01 $\bar{1}$ 0} и {11 $\bar{2}$ 0}. Сравнение изображений, полученных с образцов в поперечной геометрии (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0) и (1 $\bar{1}$ 00), с образцами в планарной геометрии (0001) позволило заключить, что контраст от полос, ограничивающих зерна GaN,

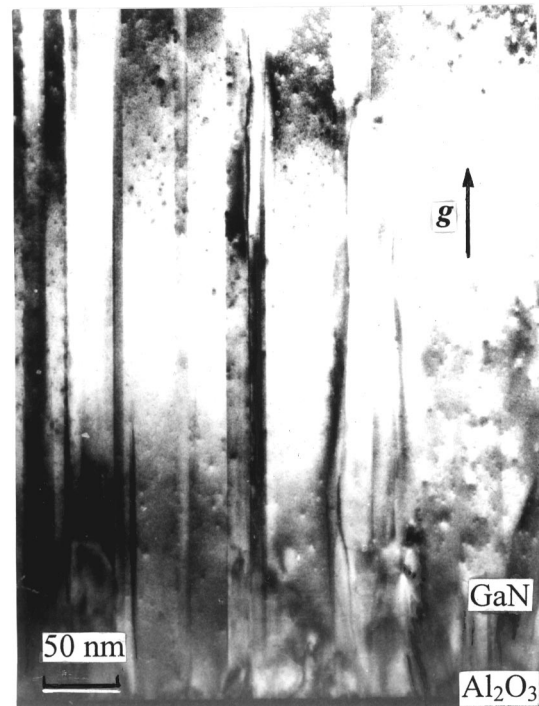
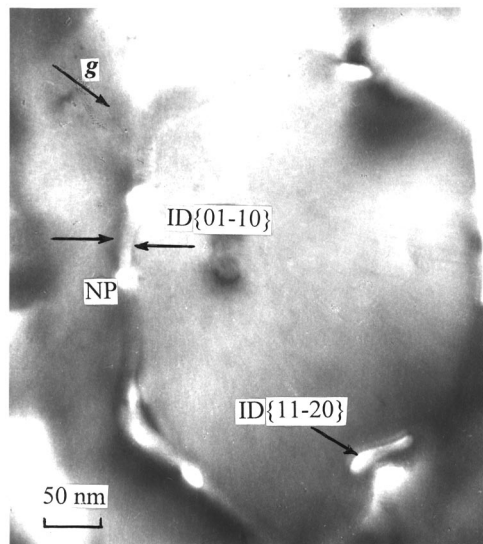


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение пленки GaN, легированной кремнием с концентрацией 10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>, полученное в режиме светлого поля при действующем рефлексе (0002) в геометрии поперечного сечения (2 $\bar{1}$  $\bar{1}$ 0).



**Рис. 3.** Электронно-микроскопическое изображение пленки GaN, легированной кремнием с концентрацией  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , полученное в режиме светлого поля при действующем рефлексе  $(1\bar{1}\bar{2}0)$  в планарной геометрии  $(0001)$ . ID — инверсионные домены, NP — полые трубки.

соответствует инверсионным доменам, границы которых типа  $\{01\bar{1}0\}$  и  $\{11\bar{2}0\}$ . Ширина инверсионных доменов изменяется от 5 до 30 нм для GaN, легированных кремнием, и от 15 до 50 нм для нелегированного GaN.

На изображениях в поперечных сечениях  $(2\bar{1}\bar{1}0)$  и  $(1\bar{1}00)$  при действующем отражении  $(0002)$  (рис. 2) видно, что на полосы, соответствующие вышеописанным инверсионным доменам, накладывается контраст от полос, ограниченных либо сверху, либо и сверху и снизу дефектами упаковки типа  $(0001)$ . Причем дислокации могут брать начало как на границе раздела и прорасти до этих образований, так и эти дефектные структуры могут быть источником их зарождения. Наиболее четко такие образования проявляются на изображениях, полученных в режиме слабого пучка ( $g, 3g$ ) при действующем отражении  $(11\bar{2}0)$  в поперечном сечении  $(1\bar{1}00)$  (рис. 1, *c*, 1, *d*), где они имеют ярко-светлый, характерный для дислокаций контраст. Это — полые трубки, представляющие собой совокупность винтовых дислокаций с пустым ядром [2–4,7,8]. Ширина полых трубок изменяется от 5 до 25 нм. Надо отметить, что на изображениях, снятых при этих условиях, присутствие контраста от дислокаций, берущих начало на интерфейсе и прорастающих до полых трубок, а также зарождающихся на ограничивающих сверху полые трубки дефектах упаковки, говорит о том, что эти дислокации имеют либо краевой, либо смешанный тип. На изображениях образца, приготовленного в планарной геометрии  $(0001)$ , во всех типах рефлексов наблюдаются полые трубки, имеющие гексагональную форму, светлый контраст (рис. 3), причем расположены они в области инверсионных доменов. Оценка их латеральных размеров дает значения от 5 до

20 нм, что соответствует значению их ширины, полученному с образца в поперечной геометрии  $(2\bar{1}\bar{1}0)$ . Был проведен подсчет плотности полых трубок во всех образцах: с нелегированной пленкой GaN и пленками GaN, легированными кремнием с концентрациями  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  (см. таблицу).

На основании анализа картин дифракции и дифракционных изображений были получены следующие результаты.

1. В материале GaN (нелегированном и легированном Si) присутствуют следующие основные типы дефектов: трехмерные инверсионные домены, полые трубки, прорастающие дислокации (винтовые, краевые и смешанного типа) и дефекты упаковки, лежащие в базовой плоскости  $(0001)$ .

2. Инверсионные домены ограничивают зерна GaN, имеющие гексагональную форму, с границами типа  $\{01\bar{1}0\}$ , а также с границами типа  $\{11\bar{2}0\}$ .

3. Наблюдаемые во всех образцах полые трубки преимущественно находятся в области расположения инверсионных доменов. Они имеют гексагональную форму и латеральные размеры от 5 до 25 нм.

4. Легирование кремнием материала GaN приводит: а) к значительному увеличению плотности винтовых дислокаций (см. таблицу); б) к подавлению частичных краевых дислокаций с  $\mathbf{b} = 1/3[2\bar{1}\bar{1}0]$  и значительному уменьшению плотности краевых дислокаций при увеличении дозы легирования (см. таблицу); в) к увеличению примерно в 2 раза плотности дислокаций смешанного типа с увеличением дозы легирования; г) к уменьшению латеральных размеров зерен матрицы GaN со значения для нелегированного GaN  $\sim 400\text{--}500$  нм до значений 300–400 и 200–300 нм для пленок GaN, легированных кремнием с концентрациями  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  соответственно; д) к уменьшению ширины инверсионных доменов со значений от 15 до 50 нм для нелегированного GaN до значений от 5 до 30 нм для легированных пленок GaN.

#### 4. Обсуждение результатов

Изначально рост пленки GaN происходит в сильном деформационном поле, вызванном существенным несоответствием параметров решеток GaN и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в базовой плоскости. Это приводит к появлению значительного количества дефектов на границе раздела, включающей в себя дислокации, петли дислокаций, дефекты упаковки, примесные кластеры, которые могут быть зародышами образования прорастающих дефектных границ в пленке. В соответствии с работами [3,8], в случае отсутствия нитридации подложки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и буферного слоя, матрица GaN имеет N-полярность, а инверсионные домены — Ga-полярность. Как известно, смена полярности в GaN приводит к изменению скорости роста осажденного материала [8]. Так, если происходит смена направления полярности от Ga к N на направление от N к Ga, то

скорость роста увеличивается примерно в 2 раза [8]. И хотя в неполярных направлениях  $[2\bar{1}\bar{1}0]$  и  $[01\bar{1}0]$  скорость роста в 50–100 раз быстрее, чем в полярном  $C$  направлении, что должно приводить к гомогенному росту пленки, наличие изначальных зародышей и увеличение скорости роста приводит к прорастанию инверсионных доменов до поверхности. Причем при данных условиях роста в GaN не происходит полного снятия напряжения через образование дефектов только вблизи границы подложка–слой. Инверсионные домены прорастают лишь там, где накопилось достаточное напряжение в слое GaN, которое может быть снято через образование более низкоэнергетической границы. Вследствие эквивалентности неполярных направлений  $[2\bar{1}\bar{1}0]$  и  $[01\bar{1}0]$  инверсионные домены возникают как по границам гексагональных зерен матрицы GaN, так и в направлениях типа  $\{01\bar{1}0\}$ . В соответствии с данными объяснениями становится очевидным уменьшение с легированием кремнием размеров зерен матрицы GaN. Наличие дополнительных примесей лишь увеличивает напряжение в слое, которое снимается на меньших расстояниях через образование инверсионных доменов. При этом общее увеличение плотности практически всех типов дислокаций подтверждает тот факт, что напряжение в пленке GaN, легированной кремнием, увеличилось и релаксирует путем образования этих дефектов. Однако корреляции между плотностями прорастающих дислокаций и полых трубок не наблюдается. Интересен тот факт, что в случае легирования пленки GaN кремнием с концентрацией  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  поверхность пленки имеет сглаженный характер по сравнению с поверхностями пленок нелегированного GaN и легированного кремнием с концентрацией  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Это можно объяснить эффектом "примесного отражения" [8] плоскостей  $\{01\bar{1}0\}$ ,  $\{2\bar{1}\bar{1}0\}$ , являющихся гранями инверсионных доменов, что приводит к стабилизации роста инверсионных доменов и сравниванию скоростей роста N-полярной матрицы GaN и Ga-полярных инверсионных доменов. Причем факт осаждения примесей через образование складированных в направлении роста кластеров на границах инверсионных доменов подтверждается изображениями в поперечных сечениях  $(2\bar{1}\bar{1}0)$  и  $(1\bar{1}00)$  при действующих рефлексах  $(01\bar{1}0)$  и  $(11\bar{2}0)$  соответственно (рис. 1, *b*, 1, *c*).

## 5. Заключение

Суммируя полученные результаты, надо отметить, что на интерфейсе присутствует значительное число дефектов, включающих в себя дефекты упаковки, дислокации, петли дислокаций. Пленки GaN характеризуются наличием высокой плотности прорастающих винтовых дислокаций с  $\mathbf{b} = [0002]$ , частичных краевых с  $\mathbf{b} = 1/3[11\bar{2}0]$  и  $\mathbf{b} = 1/3[2\bar{1}\bar{1}0]$  (для нелегированного GaN) и смешанного типа с  $\mathbf{b} = 1/3[11\bar{2}3]$ . Общая плотность дислокаций для нелегированной пленки GaN порядка  $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Причем легирование кремнием пленки GaN приводит к увеличению плотности практически всех типов дислокаций. Однако наблюдается подавление дислокаций с  $\mathbf{b} = 1/3[2\bar{1}\bar{1}0]$ . Общая плотность дислокаций для пленок GaN, легированных кремнием с концентрацией  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , порядка  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Во всех типах пленок GaN присутствуют следующие трехмерные дефекты: инверсионные домены с гранями  $\{01\bar{1}0\}$  и  $\{11\bar{2}0\}$ , дефекты упаковки в базовой плоскости (0001), полые трубки, имеющие гексагональную форму и латеральные размеры от 5 до 25 нм. Инверсионные домены, имеющие более низкую энергию, ограничивают зерна матрицы GaN и возникают на дефектных зародышах интерфейса. Они имеют Ga-полярность, отличную от N-полярности матрицы GaN. В результате легирования кремнием размеры зерен GaN, ограниченных инверсионными доменами, уменьшаются от значения для нелегированного GaN порядка 400–500 нм до значений 300–400 и 200–300 нм для GaN, легированного кремнием с концентрациями  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  соответственно. Корреляции между изменениями плотностей дислокаций и полых трубок не наблюдалось. Можно предположить, что образование полых трубок в значительной степени обуславливается механизмом снятия напряжения на интерфейсе  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaN}$ . Существует некоторая промежуточная концентрация легирующего кремния ( $10^{17} \text{ см}^{-3}$ ), при которой происходит сглаживание ступенчатого рельефа поверхности пленки GaN.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 98-02-18109).

## Список литературы

- [1] S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matasushita, K. Kiyoku, Y. Sugimoto. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **35**, L74 (1996).
- [2] X.H. Wu, L.M. Brown, D. Kapolnek, S. Keller, B. Keller, S.P. DenBaars, J.S. Speck. *J. Appl. Phys.*, **80**, 3228–3237 (1996).
- [3] J.-L. Rouvier, M. Arlery, A. Bourret. *Proc. Royal Microsc. Soc. Conf. Microsc. Semicond. Mater.* (Oxford, 1997) v. 157, p. 173.
- [4] D. Cherns, W.T. Young, M.A. Saunders, F.A. Pance, S. Nakamura. *Proc. Royal Microsc. Conf. Microsc. Semicond. Mater.* (Oxford, 1997) v. 157, p. 187.
- [5] V. Potin, P. Ruterana, G. Nouet, A. Salvador, H. Morkoc. *Proc. Royal Microsc. Soc. Conf. Microsc. Semicond. Mater.* (Oxford, 1997) v. 157, p. 191.
- [6] D.M. Tricker, M.K.H. Natusch, C.B. Boothroyd, Y. Xin, P.D. Brown, T.S. Cheng, C.T. Foxon, C.J. Humphreys. *Proc. Royal Microsc. Soc. Conf. Microsc. Semicond. Mater.* (Oxford, 1997) v. 157, p. 217.
- [7] S. Ruvimov, Z. Liliental-Weber, T. Suski, J.W. Ager III, J. Washburn, J. Krueger, C. Kisielowski, E.R. Weber, H. Amano, I. Akasaki, *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 990 (1996).
- [8] Z. Liliental-Weber, Y. Chen, S. Ruvimov, J. Washburn. *Phys. Rev. Lett.*, **79**, 2835 (1997).

Редактор В.В. Чалдышев

## Structure investigations by transmission electron microscopy of GaN both undoped and doped with Si and grown on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrate

N.A. Cherkashin, N.A. Bert, Yu.G. Musikhin,  
S.V. Novikov, T.S. Cheng, C.T. Foxon

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Investigations of microstructure of GaN films both undoped and doped with Si to concentrations of  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  or  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  and grown by the molecular beam epitaxy on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) substrate without nitridization and the buffer layer were carried out by a transmission electron microscopy. The defect structure, including the inversion domains, nanopipes and (0001) stacking faults were under study. The influence of Si doping on threading dislocation density and the grain size of GaN inclusions surrounded by the inversion domains was observed. Smoothing of the step-like morphology of GaN film surface was found at Si concentration of  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ .