

УДК 621.382.2

С.С. ХЛУДКОВ, И.А. ПРУДАЕВ, О.П. ТОЛБАНОВ

НИТРИД ГАЛЛИЯ В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ СПИНТРОНИКИ¹

Приведен обзор литературы по магнитным свойствам GaN, легированного магнитными примесями: переходными металлами (Mn, Cr, Fe, Ni, V) и редкоземельными элементами (Gd, Eu, Sm), а также нитрида галлия, содержащего большую концентрацию вакансий галлия и квантовые точки. Рассмотрены свойства GaN, легированного в процессе роста слоев методом молекулярно-лучевой и мосгидридной эпитаксии, а также в процессе ионного легирования. Пленки GaN, легированные переходными металлами и редкоземельными элементами, а также нелегированный GaN, часто сохраняют ферромагнитные свойства при комнатной температуре.

Ключевые слова: нитрид галлия, ферромагнитные свойства, примеси переходных металлов и редкоземельных элементов.

Введение

Нитрид галлия наряду с тем, что широко используется для изготовления светоизлучающих, высокочастотных приборов и приборов, способных работать при высоких температурах, является перспективным материалом для новой области техники – спинтроники (spin transport electronics – spintronics). Для спинтроники необходимы материалы, которые сохраняют ферромагнетизм при комнатной температуре и которые можно интегрировать с материалами современной электроники [1, 2]. Полупроводникам, легируя их магнитными примесями и получая разбавленные магнитные полупроводники – Dilute Magnetic Semiconductors (DMS), можно придать ферромагнитные свойства. В качестве магнитных примесей используют переходные металлы и редкоземельные элементы, атомы которых имеют не полностью заполненные внутренние атомные оболочки.

Исследование DMS было начато с соединений II–VI и окислов и затем соединений III–V: InAs, GaAs и позднее GaN. При этом GaN и другие широкозонные III-нитриды, легированные магнитными примесями, являются многообещающими DMS для использования в спинтронике при температурах выше 300 К. GaN обладает потенциальными возможностями применения в новых технологиях, включающих magnetic random access memory, и квантовых компьютерах. Исследованию GaN, легированного переходными металлами, посвящено значительное число как теоретических, так и экспериментальных работ. Экспериментальные исследования GaN стали проводиться особенно интенсивно после того, как в теоретической работе [3] авторы, используя модель Зинера, предложили модель ферромагнетизма в DMS и предсказали возможность получения GaN, легированного переходными металлами и имеющего высокую температуру Кюри (T_C). В соответствии с их расчетами полупроводники группы III–N, легированные примесями 3d-переходных металлов, такими, как Mn, Cr, Fe, должны проявлять ферромагнетизм с T_C выше комнатной. При этом система GaMnN более предпочтительна, чем GaMnAs и другие полупроводники, благодаря особенностям зонной структуры GaN, которая более подходит для осуществления инжекции спинполяризованных электронов.

GaN, легированный марганцем

Наиболее изученной магнитной примесью в GaN является марганец. Легирование GaN марганцем осуществляют в процессе роста слоев в основном на сапфировых подложках методами молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [4, 5] или MOVPE (Metal Organic Vapour Phase Epitaxy) [6], а также в процессе ионного легирования [7]. Структуры $Ga_{1-x}Mn_xN$ с температурой Кюри выше комнатной получены и исследованы в ряде работ. Слои $Ga_{1-x}Mn_xN$, полученные методом МЛЭ [4, 5] с $x = 0,01–0,08$, имели p -тип проводимости и обладали ферромагнитными свойствами с $T_C = 350$ К. В работе [5] исследованы магнитные и транспортные характеристики $Ga_{1-x}Mn_xN$. Отмечается, что при x более 5 % наблюдается четко выраженный ферромагнитный гистерезис, T_C прини-

¹ Работа выполнена в рамках проекта Минобрнауки (проект №13.G25.31.0042).

мает значения до 400 К. В работе [8] пленки GaMnN выращивали методом МЛЭ на сапфировых подложках. Пленки имели *n*-тип проводимости и как ферромагнитную, так и парамагнитную фазы. В образцах с малой концентрацией Mn ($x \leq 0,01$) ферромагнетизм имел место до температур выше 300 К, при более высоких концентрациях Mn ($x \geq 0,04$) в основном проявлялись парамагнитные свойства, а ферромагнетизм сохранялся только до 200 К. При этом структурные исследования не показали наличия второй фазы.

В работе [6] исследованы оптические и магнитные свойства изготовленных в процессе MOVPE монокристаллических нанопроволок $Ga_{1-x}Mn_xN$, имеющих диаметр около 100 нм, длину несколько микрометров и состав $x = 0,01-0,08$. Рентгеновская дифракционная и трансмиссионная электронная микроскопии показали монокристалличность и отсутствие второй фазы. В нанопроволоках с $x \geq 0,04$ ферромагнетизм наблюдали вплоть до комнатных температур. В работе [9] получены ферромагнитные слои GaMnN, выращенные методом MOVPE в горизонтальном реакторе, установлены зависимости концентрации Mn в твердой фазе от условий легирования.

В работе [10] сообщается о получении монокристаллических ферромагнитных пленок $Ga_{1-x}Mn_xN$. Пленки состава $x = 0-0,18$ получены методом реактивного магнетронного распыления на подложках GaAs, Si и на аморфных слоях SiO₂. Методами сканирующей электронной микроскопии и дифракции рентгеновских лучей установлено, что пленки имеют монокристаллическую структуру с размером зерен 15–19 нм, наличия выделений Mn не обнаружено.

Ферромагнитные характеристики слоев GaMnN, сформированных имплантацией Mn^+ (с энергией 200 кэВ, дозой $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, отжженных при 900 °С) в эпитаксиальные слои *p*-GaN:Mg толщиной 1,5 мкм, выращенные методом MOCVD, исследованы в работе [7]. В спектрах фотолюминесценции образцов, легированных Mn, наблюдались полосы 2,5 и 3,0 эВ, что свидетельствует об эффективном вхождении атомов Mn в решетку GaN. Установлено, что GaN, легированный Mn, имеет две ферромагнитные фазы. Одна, связанная с однородно распределенным Mn, сохраняет ферромагнитные свойства до 75–100 К, вторая, обусловленная преципитатами GaMn, – до температур выше 300 К. По данным [11, 12] слои GaN, легированные Mn, имели температуру Кюри в интервале 250–370 К.

В теоретической работе [13] изучена спин-поляризованная электронная структура GaN, одновременно легированного Mn и Cr. Расчеты показали, что GaMnCrN – более перспективный для спинтроники материал, чем легированный только Mn или Cr, так как должен иметь более высокую температуру Кюри. Авторы работы [14] на основе проведенных расчетов делают вывод о том, что наблюдаемые экспериментально высокие T_C определяются не гомогенной ферромагнитной фазой, а обусловлены при больших концентрациях Mn кластерами Ga–Mn, причем это утверждение, по их мнению, можно отнести ко всем DMS-системам, имеющим примесную зону в запрещенной зоне полупроводника.

В работе [15] демонстрируется спин-расщепление Рашба в зонной структуре гетероструктур GaN/AlGaN/GaN, которое может позволить производить управление спином, что важно для практического применения.

GaN, легированный хромом

Наряду с GaMnN есть данные по магнитным свойствам GaN, легированного другими переходными металлами (Cr, Fe, Ni, V). GaN и AlN, легированные Cr и полученные разными методами, экспериментально и теоретически исследованы в ряде работ.

Расчеты, проведенные из первых принципов [16], показали, что атомы хрома, введенные в GaN, соединяются в пары, придавая материалу ферромагнитные свойства, причем это происходит как с одиночными атомами Cr в матрице GaN, так и с кластерами Cr. Расчетное значение магнитного момента на атом хрома в объемном GaN составляет около 2,69 μ_B , в кластерах – около 4 μ_B , где μ_B – магнетон Бора.

Моделирование поведения примеси Cr в GaN и других полупроводниках со структурой вюрцита позволило определить условия магнитного упорядочения примесей в катионной подрешетке вюрцита [17]. Слои GaCrN, выращенные на сапфировых подложках методом MOVPE в горизонтальном реакторе, полученные в работе [18], проявляли четкую петлю гистерезиса при 300 К. В [19] проведено исследование влияния температуры роста на кристаллическую структуру, морфологию поверхности и магнитные свойства GaCrN. Определена зависимость концентрации Cr в GaN от температуры роста (рис. 1). Высокая концентрация Cr достигается при низкой температуре

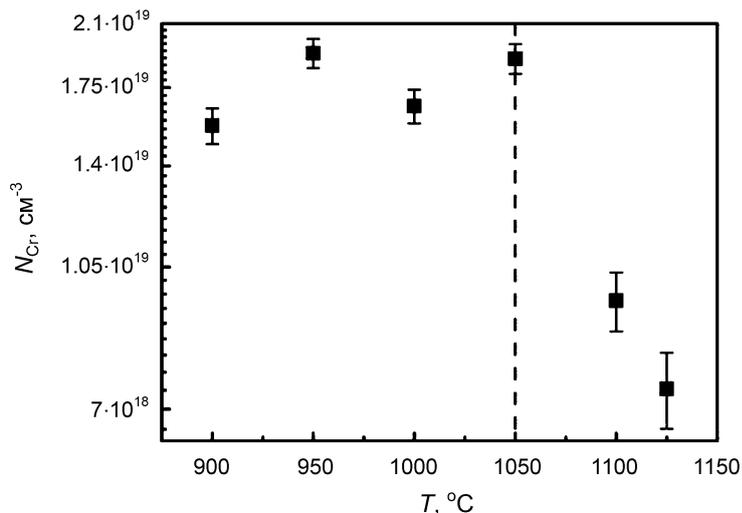


Рис. 1. Концентрация Cr в слоях GaN:Cr, выращенных методом MOVPE в зависимости от температуры роста [19]

В работах [18, 20] сообщается о легировании GaN хромом в процессе имплантации. Получен материал, сохраняющий ферромагнитные свойства до температур значительно выше комнатной [18]. Имплантация хрома дозой $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ осуществлялась в слой GaN, выращенные на сапфировых подложках толщиной 13 мкм, с концентрацией электронов $n = 10^{18} \text{ см}^{-3}$, с последующим отжигом при 800 °C [20]. Слои GaN:Cr обладали ферромагнитными свойствами при высоких температурах. Температура Кюри составляла 460 К. На рис. 3 приведены петли гистерезиса при 80 и 300 К для отожженной пленки GaN:Cr [20]. Наблюдалось высокое значение магнитной индукции GaN, легированного хромом в процессе имплантации, равное 25 Гс при комнатной температуре. Это одно из наиболее высоких значений из известных. Пленки GaN:Cr и AlN:Cr, выращенные на карбиде кремния и сапфире методом реактивной МЛЭ, сохраняют ферромагнитные свойства до 900 К [21]. Температурные зависимости намагничивания GaN, легированного 2 % Cr, и AlN, легированного 7 % Cr, приведены на рис. 4 [21].

В объемных монокристаллах GaN, легированных Cr, выращенных sodium flux growth method, ферромагнитное упорядочение наблюдали при 280 К [22]. Есть данные о получении методом МЛЭ на подложках из сапфира или ZnO пленок GaCrN с T_C выше 400 К [19].

В работе [23] расчеты, проведенные из первых принципов, показали, что использование ферромагнитного GaN:Cr в качестве электрода, соединенного с туннельным барьером AlN, позволяет осуществлять эффективную инжекцию спина. Таким образом, интерфейс из широкозонного полупроводника GaN:Cr может быть предложен в качестве элемента высокоэффективных магнитоэлектронных приборов, имеющих заметное увеличение магнетосопротивления.

Слои AlN, легированные хромом, полученные методом МЛЭ на подложках из карбида кремния, обладали ферромагнитными свойствами при комнатной температуре и имели коэрцитивную силу 120 Э [24]. Из измерений магнитной чувствительности было установлено, что при комнатной температуре магнитоактивны 33 % атомов Cr, при низкой температуре – 40 %.

роста. При этом по мере уменьшения температуры роста происходит улучшение морфологии поверхности слоев. Отметим, что для нелегированных слоев наблюдается противоположная зависимость. На рис. 2 приведен типичный профиль распределения Cr в GaCrN, выращенном методом MOVPE, полученном методом SIMS. Отмечается, что структурные свойства пленок GaCrN хорошо коррелируют с магнитными свойствами. Слои, выращенные при оптимальной температуре – 950 °C, проявляют четкую петлю гистерезиса при комнатной температуре. Растворимость Cr в GaN сильно зависит от температуры роста также при выращивании методом МЛЭ.

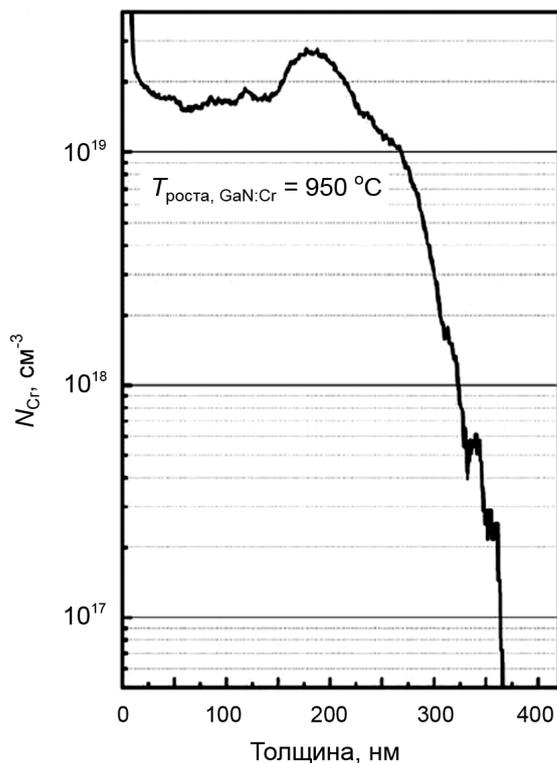


Рис. 2. Распределение Cr в слое GaN:Cr, выращенном методом MOVPE при 950 °C [19]

Теоретические оценки показали, что $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ составов $0,05 < x < 0,15$, при случайном распределении Cr в решетке по методу замещения, должен обладать температурой Кюри выше 600 К. При этом примесные атомы Cr, а также Mn должны создавать уровень вблизи середины запрещенной зоны. Пленки $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ с содержанием хрома 0,112–0,357, полученные реактивным распылением на подложках кремния или стекла, обладали ферромагнитными свойствами в интервале температур 50–340 К [25]. Пленки $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ состава $0,02 < x < 0,1$, полученные методом реактивного распыления на плоскости (0001) сапфира [26], проявляли ферромагнетизм при комнатной температуре с коэрцитивной силой 85 Э в образцах с содержанием $\approx 2,7\%$ Cr. Максимальная величина магнитного момента составила 0,62 и 0,71 μ_B на атом Cr при 300 и 50 К соответственно. При дальнейшем увеличении содержания Cr среднее значение величины магнитного момента уменьшается. Пленки $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ с содержанием Cr $\approx 2,7\%$ имели температуру Кюри выше 900 К. Авторы [26] считают, что высокотемпературный ферромагнетик AlN может найти применение в спинтронных приборах в качестве спинфильтрующего магнитного туннельного барьера.

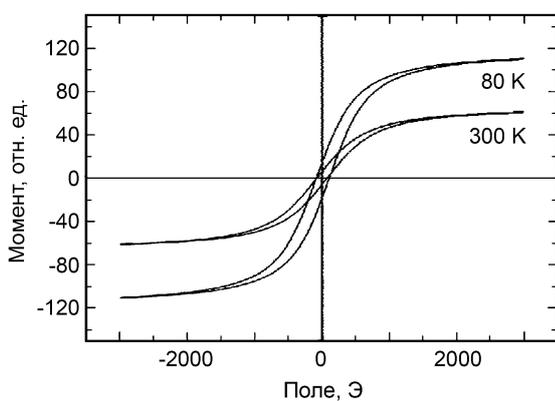


Рис. 3. Петли гистерезиса при 80 и 300 К для отожженной пленки GaN:Cr [20]

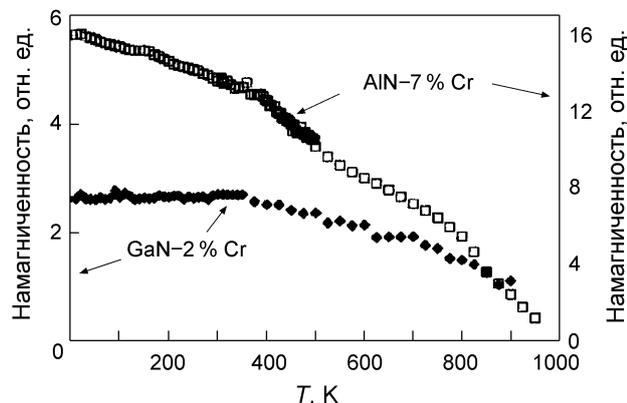


Рис. 4. Температурные зависимости намагничивания GaN, легированного 2 % Cr, и AlN, легированного 7 % Cr [21]

Наличие ферромагнетизма при комнатной температуре многие исследователи продемонстрировали в таких полупроводниках, как GaVN, GaFeN, GaCoN, GaNiN, AlMnN, AlCrN [18, 19, 27, 28]. Для слоев GaN с исходной проводимостью *p*-типа при введении Fe или Ni в процессе имплантации или при выращивании методом МЛЭ ферромагнетизм наблюдали при температурах примерно до 100 К [19].

GaN, легированный редкоземельными элементами

Легирование GaN редкоземельными элементами для получения ферромагнетизма имеет ряд преимуществ по сравнению с легированием переходными металлами. Прежде всего, если для получения ферромагнетизма в GaN путем легирования переходными металлами, такими, как Mn, их концентрация должна составлять 3–10 ат. %, то при легировании GaN редкоземельными элементами достаточно концентраций 0,01–0,1 ат. % [30].

DMS GaN, легированный редкоземельными элементами и проявляющий ферромагнетизм при температуре выше комнатной, был впервые получен в работе [31] при легировании гадолинием. Пленки GaGdN, выращенные на SiC подложках методом МЛЭ, проявляли ферромагнитные свойства при температурах выше 400 К, причем гистерезис на кривых намагничивания – магнитное поле наблюдался при температурах 7–400 К.

В работе [32] исследованы магнитные свойства эпитаксиальных слоев GaN:Gd в зависимости от магнитного поля и температуры. Материал проявляет ферромагнитные свойства при комнатной температуре для всех исследованных образцов с концентрацией Gd от $7 \cdot 10^{15}$ до $2 \cdot 10^{19}$ см^{-3} . Обнаружен беспрецедентно высокий магнитный момент: средняя величина магнитного момента на атом Gd в GaN:Gd составила 4000 μ_B , в то время как атомный момент Gd составляет 8 μ_B . Измерение магнетоплюминесценции показало наличие длинновременной поляризации спина. Авторы предлагают феноменологическую модель макроскопического магнитного поведения данной системы, которая объясняет связь между ферромагнетизмом и колоссальным магнитным моментом Gd.

Ферромагнитные свойства GaN, легированного Gd, значительно усиливаются, если в материал дополнительно вводить примесь Si. В работе [33] примеси Gd и Si вводились в процессе ионного легирования в нелегированные пленки GaN, выращенные методом MOCVD на сапфировых подложках. GaN, легированный одновременно Gd и Si, проявлял в 4 раза больший магнитный момент, чем GaN, легированный только Gd. При этом оба типа пленок (GaN:Gd и GaN:Gd,Si) проявляли ферромагнитные свойства при комнатной температуре и выше. При этом намагниченность пленок зависела от направления магнитного поля. По мнению авторов, ферромагнетизм в значительной мере определяется дефектами, возникающими в процессе имплантации.

Наряду с гадолинием исследовалось легирование другими редкоземельными элементами: Sm, Eu [34, 35]. Ферромагнитными свойствами обладают пленки GaN, легированные Sm и Eu в процессе имплантации [34]. При этом в пленках GaN:Eu наблюдался колоссальный магнитный эффект.

Ферромагнитные свойства GaN, легированного Eu, также значительно усиливаются, если в материал дополнительно вводить примесь Si. В работе [30] пленки GaN, легированные одновременно Eu и Si, выращивались методом МЛЭ на сапфировых подложках. Пленки GaN:Eu,Si исследовали с разной концентрацией Si. При этом пленки GaN, легированные только Eu, имеют высокое сопротивление. По мере увеличения концентрации Si в пленках GaN:Eu,Si проводимость изменяется от высокоомной до *n*-типа. При этом все пленки GaN:Eu,Si проявляли ферромагнитные свойства при комнатной температуре. Намагниченность и эффективный магнитный момент возрастали по мере увеличения концентрации Si и при концентрации Si, равной 0,08 ат. %, увеличение составляло 9 раз. Исследование магнитооптического эффекта показало наличие оптического усиления ферромагнетизма для всех подлегированных кремнием пленок. Таким образом, подлегирование пленок GaN:Eu кремнием однозначно приводит к улучшению ферромагнитных свойств, хотя механизм этого воздействия не вполне ясен.

Нелегированный GaN

Ферромагнетизм при комнатной температуре наблюдали и в нелегированных полупроводниках, например в оксидах ZnO, CaO, MgO [35]. Такой магнетизм в материалах, не содержащих магнитных примесей, получил название *d₀*-магнетизм, что подчеркивает наличие магнетизма за счет *p*-орбиталей. Ферромагнетизм в таких полупроводниках обусловлен вакансиями в катионной под решетке [35].

Ферромагнетизм при комнатной температуре в нелегированном GaN наблюдали в работе [36]. Пленки GaN толщиной 150 нм выращивали на сапфировых подложках методом МЛЭ при дефиците Ga. В результате получен материал с большим содержанием вакансий галлия. Наличие вакансий Ga было подтверждено с помощью измерения спектра фотолюминесценции (желтая эмиссия), рамановского спектра, а также фотоэлектронной рентгеновской спектроскопии. Измерение зависимости намагниченности от магнитного поля показало, что ферромагнетизм сохраняется до комнатных температур. При этом намагниченность возрастала с увеличением концентрации вакансий, что свидетельствует о том, что ферромагнетизм обусловлен вакансиями Ga. Природой этого может быть поляризация неспаренных *2p*-электронов атомов азота, окружающих вакансию Ga.

Ферромагнетизм при комнатной температуре наблюдали в нелегированных наночастицах GaN [37]. Было показано, что эффективный магнитный момент увеличивается с уменьшением размера частиц (размер наночастиц изменялся от 25 до 10 нм). Это свидетельствует о том, что ферромагнетизм обусловлен дефектами, расположенными у поверхности наночастиц, видимо Ga-вакансий. Объяснение ферромагнетизма при комнатной температуре в нелегированных наночастицах GaN дано в работе [38], в которой проведен расчет из первых принципов (density functional theory). Показано, что ферромагнетизм обусловлен оборванными связями атомов азота вблизи вакансий Ga на поверхности частиц. При этом ферромагнитное спаривание спинов оборванных связей атомов азота происходит, когда расстояние между вакансиями Ga менее 8 нм.

Заключение

За последнее десятилетие опубликовано значительное число работ, в которых приводятся данные по получению DMS GaN, легированного переходными металлами. Получен материал с T_C выше комнатной. GaN – один из наиболее перспективных материалов для DMS. В работе [29] у пленок GaN с концентрацией Mn до 9 %, полученных в процессе МЛЭ на сапфировых подложках,

наблюдали удивительно высокую температуру Кюри – 940 К. Вместе с тем есть большое расхождение результатов по магнитным свойствам слоев GaN, полученных разными авторами: есть слои с ферромагнитными свойствами с существенно разной температурой Кюри, иногда материал и после легирования сохраняет парамагнитные свойства. Для успешной реализации DMS GaN в качестве материала спинтроники необходимо решение ряда вопросов: получение материала с T_C уверенно выше комнатной температуры, понимание транспортных свойств спинполяризованных носителей, которые в приборе должны инжектироваться с контакта и затем эффективно собираться.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Захарченя Б.П., Коренев В.Л. // УФН. – 2005. – Т. 175. – № 6. – С. 629.
2. Zutic I., Fabian J., and Das Sarma S. // Rev. Mod. Phys. – 2004. – V. 76. – P. 323.
3. Dietl T., Ohno H., Matsukura F., et al. // Magn. Semicond. Sci. – 2000. – V. 287. – P. 1019.
4. Yoon I.T. and Myoung J.M. // Physica E. – 2008. – V. 40. – P. 3009.
5. Miura T., Yamamoto Y., Itaya S., et al. // Physica B. – 2004. – V. 346. – P. 402.
6. Byeun Y.B., Han K-S., and Choi S-C. // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – V. 452. – P. 499.
7. Shon Y., Lee S., Jeon H.C., et al. // Mater. Sci. Eng. B. – 2008. – V. B146. – P. 196.
8. Chen P.P., Makino H., Kim J.J., et al. // J. Cryst. Growth. – 2003. – V. 251. – P. 331.
9. Sofer Z., Sedmidubsky D., Stejskal J., et al. // J. Cryst. Growth. – 2008. – V. 310. – P. 5025.
10. Leite D.M.G., da Silva L.F., and Pereira A.L.J. // J. Cryst. Growth. – 2006. – V. 294. – P. 309.
11. Theodoropoulou N., Hebard A.F., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2001. – V. 78. – P. 3475.
12. Reed M.L., El-Masry N.A., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2001. – V. 79. – P. 3473.
13. Tandon N., Das G.P., and Kshirsagar A. // Phys. Rev. B. – 2008. – V. 77. – P. 205206.
14. Sato K., Schweika W., Dederichs P.H., et al. // Phys. Rev. B. – 2004. – V. 70. – P. 201202.
15. Weber W., Ganichev S.D., Danilov S.N., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2005. – V. 87. – P. 262106.
16. Das G.P., Rao B.K., and Jena P. // Phys. Rev. B. – 2004. – V. 69. – P. 214422.
17. Kitaev Yu.E. and Tronc P. // ФТТ. – 2012. – Т. 54. – № 3. – С. 490.
18. Lee J.S., Lim J.D., Khim Z.G., et al. // Appl. Phys. – 2003. – V. 93. – P. 4512.
19. Cho Y.S., Hardtdegen H., Kaluza N., et al. // J. Cryst. Growth. – 2009. – V. 312. – P. 1.
20. Орлов А.Ф., Балагуров Л.А. и др. // ФТТ. – 2012. – Т. 54. – № 2. – С. 267.
21. Liu H.X., Wu S.Y., Singh R.K., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2004. – V. 85. – P. 4076.
22. Park S.E., Lee H.-J., Cho Y.C., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 80. – P. 22.
23. Medvedeva J.E., Freeman A.J., Cui X.Y., et al. // Phys. Rev. Lett. – 2005. – V. 94. – P. 146602.
24. Wu S.Y., Liu H.X., Gu L., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2003. – V. 82. – P. 18.
25. Yang S.G., Pakhomov A.B., Hung S.T., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 81. – P. 13.
26. Kumar D., Antifakos J., Blamire M.G., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2004. – V. 84. – P. 24.
27. Моркос Н. Handbook of Nitride Semiconductors and Devices. V. 2: Electronic and Optical Processes in Nitrides. – Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA, 2008. – 883 p.
28. Pearton S.J., Abemathy C.R., Overberg M.E., et al. // Appl. Phys. – 2003. – V. 93. – P. 1.
29. Sonoda S., Shimizu S., Sasaki T., et al. // J. Cryst. Growth. – 2002. – V. 237–239. – P. 1358.
30. Wang R., Steckl A.J., Nepal N., et al. // J. Appl. Phys. – 2010. – V. 107. – P. 013901.
31. Teraguchi N., Suzuki A., Nanishi Y., et al. // Solid State Commun. – 2002. – V. 122. – No. 12. – P. 651.
32. Dhar S., Brandt O., Ramsteiner M., et al. // Phys. Rev. Lett. – 2009. – V. 94. – No. 3. – P. 1.
33. Davies R.P., Gila B.P., Abernathy C.R., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2010. – V. 96. – P. 212502.
34. Khaderbad M.A., Dhar S., Perez L., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2007. – V. 91. – P. 072514.
35. Kapilashrami M., Xu J., Rao K.V., et al. // J. Phys.: Condens. Matter. – 2010. – V. 22. – P. 345004.
36. Roul B., Rajpalke M.K., Bhat T.N., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2011. – V. 99. – P. 162512.
37. Madhu C., Sundaresan A., Rao C.N.R., et al. // Phys. Rev. B. – 2008. – V. 77. – P. 201306(R).
38. Jin H., Dai Y., Huang B.B., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2009. – V. 94. – P. 16250.
39. Hite J., Thaler G.T., Khanna R., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2006. – V. 89. – P. 132119.

Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова
Национального исследовательского Томского государственного университета,
г. Томск, Россия
E-mail: khudkov@pochta.ru

Поступила в редакцию 15.06.12.