

КРАЕВАЯ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ AlN–GaN

© А.С.Зубрилов, Д.В.Цветков, В.И.Николаев, И.П.Никитина

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
(Получена 27 декабря 1995 г. Принята к печати 17 января 1996 г.)

Исследовалось влияние состава и кристаллической структуры на люминесценцию эпитаксиальных слоев твердых растворов $2H\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.3$), выращенных на подложках $6H\text{-SiC}$ с подслоем GaN. Получена зависимость полупериоды рентгеновской кривой качания для системы AlGaN от содержания AlN в твердом растворе. Из анализа спектров катодолюминесценции определена зависимость положения полосы люминесценции вблизи края собственного поглощения от состава твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ при $T = 300\text{ K}$: $E(x) = 3.39 + 2.19x + 0.65x^2$ (эВ). Изучена зависимость уширения этой полосы при увеличении содержания AlN в твердом растворе. Экспериментальные данные интерпретировались на основе модели уширения краевой полосы люминесценции за счет статистически неупорядоченного распределения компонентов твердого раствора. Показано, что этот механизм приводит к существенно большему уширению краевой полосы люминесценции для системы AlGaN по сравнению с более узкозонными твердыми растворами $\text{Al}^{\text{III}}\text{V}^{\text{V}}$. Выявлен эффект влияния подслоя GaN на структурные и люминесцентные свойства слоев AlGaN.

Введение

В настоящее время в мире большой интерес вызывают нитриды металлов III группы (AlN, GaN, InN) и их твердые растворы [1,2]. Нитриды III группы со структурой вюрцита являются прямозонными полупроводниками и образуют непрерывный ряд твердых растворов с шириной запрещенной зоны от 6.2 эВ (AlN) до 1.9 эВ (InN) [1,2]. Благодаря этим свойствам и обладая относительно высокой теплопроводностью, а также механической, химической и радиационной стойкостью, они наиболее перспективны среди широкозонных материалов для создания светодиодов и лазерных диодов в ультрафиолетово-синем диапазоне длин волн [1-4].

Монокристаллические слои GaN и твердые растворы AlGaN и InGaN обычно выращивают эпитаксией на подложках сапфира (Al_2O_3) [5-7]. Люминесцентные свойства твердых растворов AlGaN, выращенных на сапфире, исследовались в ряде работ [8-11]. Было показано,

что полоса люминесценции вблизи края собственного поглощения в AlGaN сдвигается в более коротковолновую область и уширяется при увеличении содержания AlN в твердом растворе.

В отсутствие промышленных объемных монокристаллов GaN [1,2] карбид кремния (SiC) политипа 6H является наиболее подходящим материалом подложки дл гетероэпитаксии GaN и его твердых растворов с AlN как с точки зрения меньшего кристаллографического рассогласования по параметру решетки, так и близости коэффициентов термического расширения эпитаксиального слоя и подложки [1,2]. Кроме того, в случае карбидкремниевой подложки возможно осуществление так называемой «вертикальной» приборной геометрии, когда один из двух электродов формируется на обратной стороне подложки. В этом случае можно ожидать наименьшего омического сопротивления структуры, поскольку ток протекает только поперек эпитаксиальных слоев. Последнее особенно важно для лазерных диодов, так как режим их работы связан с высокими плотностями протекающих через структуру токов (выше 10^3 А/см² [12]). Отметим также, что SiC обладает дополнительным преимуществом перед сапфиром и с точки зрения способности раскалываться по параллельным кристаллографическим плоскостям, что важно для создания оптического резонатора в лазерных диодах.

В настоящей работе приведены результаты исследования люминесценции твердых растворов AlN–GaN, выращенных на подложках SiC с подслоем GaN, вблизи края собственного поглощения. Использование подслоя GaN позволило существенно повысить структурное качество эпитаксиальных слоев твердых растворов AlN–GaN.

Экспериментальная методика

Эпитаксиальные слои твердые растворов AlGaN с содержанием AlN в составе твердого раствора от 0 до 28 мол% и толщиной около 0.3–0.8 мкм выращивались методом химического осаждения из металлоорганических соединений галлия и алюминия [13]. В качестве подложек использовались пластины карбида кремния политипа 6H диаметром 30 мм производства фирмы Cree Research, Inc. (США), на которых тем же методом предварительно выращивался слой GaN толщиной порядка 1 мкм. Эпитаксия проводилась на (0001) Si-грань. Образцы выращивались в компании Cree Research, Inc. Эпитаксиальные слои не легировались в процессе роста и обладали слабой электропроводностью *n*-типа. Концентрации свободных электронов при 300 К не превышала 10^{17} см⁻³. Изучение структурных свойств образцов проводилось методом рентгеновской дифракции с использованием двухкристально-го спектрометра. В качестве монохроматора использовался специально отобранный бездислокационный монокристалл 6H-SiC, выращенный методом Лели. Люминесцентные свойства образцов исследовались при возбуждении эпитаксиальных слоев электронным пучком с энергией электронов в диапазоне 4-15 кэВ при токе пучка ~ 0.05 мА. Регистрация спектров люминесценции проводилась при помощи монохроматора МДР-23 и фотоэлектронного умножителя ФЭУ-100 с последующей обработкой на компьютере, при этом спектры автоматически корректировались на спектральную чувствительность установки.

Для исследования использовались монокристаллические образцы твердых растворов AlGa_xN с зеркальной поверхностью и размером около 5 × 5 мм². Характерная рентгеновская кривая качания (в режиме ω-сканирования с полностью открытой щелью детектора) для образца с содержанием AlN ~ 17 мол% в составе твердого раствора AlGa_xN представлена на рис. 1. Состав твердого раствора определялся в предположении выполнения правила Вегарда. Разброс состава твердого раствора по поверхности образцов не превышал 5%. Полуширина кривой качания для подслоя GaN составляла для разных образцов 5–7 угловых минут (рис. 1). Было установлено, что полуширина кривой качания для слоя AlGa_xN растет с увеличением процентного содержания AlN в твердом растворе (рис. 2). Вместе с тем значения полуширины кривой качания для образцов AlGa_xN в нашем случае были заметно ниже (рис. 2), чем для твердых растворов AlGa_xN соответствующих составов, выращенных на сапфире с тонким подслоем (буфером) AlN [14]. Кроме того, наблюдалось соответствие между уширениями кривых качания для подслоя GaN и выращенного на нем слоя AlGa_xN. Полученные результаты свидетельствуют о том, что структурно совершенный слой AlGa_xN возможно получить при эпитаксии на слой GaN приблизительно такой же толщины. С другой стороны, эпитаксия AlGa_xN непосредственно на подложки 6H-SiC приводила к ухудшению структурных свойств эпитаксиального слоя.

Следует отметить, что использование правила Вегарда для определения состава твердых растворов AlGa_xN мы считаем оправданным по следующим причинам. Во-первых, как известно, тетраэдрические ковалентные радиусы (R) и электроотрицательности (X) для Ga и Al наиболее близки среди элементов III группы ($R_{Ga} = 0.126$ нм, $R_{Al} = 0.126$ нм, $X_{Ga} = 1.6$, $X_{Al} = 1.5$ [15]). Кроме того, периоды идентичности кристаллических решеток для 2H-AlN и 2H-GaN также очень

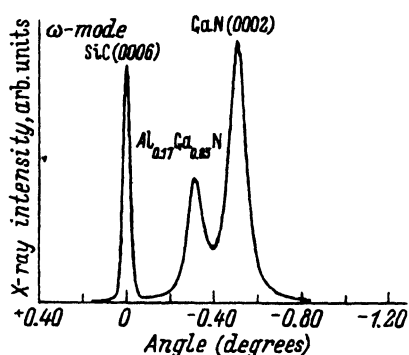


Рис. 1. Рентгеновские кривые качания (в режиме ω-сканирования с открытой щелью детектора) для слоя твердого раствора Al_{0.17}Ga_{0.83}N на подложке 6H-SiC с подслоем GaN.

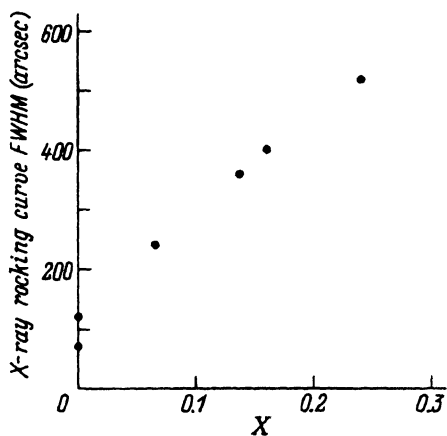


Рис. 2. Зависимость полуширины кривых качания для слоев твердого раствора Al_xGa_{1-x}N от состава x .

Материал	a , нм	c , нм	V_{cell} , нм ³	ϵ	V_e , нм ³	E_g , эВ
GaN	0.31880 [18]	0.518561 [18]	0.046	9.5 [20]	109	3.39 [17]
AlN	0.3112 [19]	0.4982 [19]	0.042	8.5 [21]	12	6.2 [19]

близки (см. таблицу). Поэтому уже в раннем обзоре [15] указывалось, что AlN и GaN должны образовывать твердые растворы замещения, близкие к идеальным. Во-вторых, выполнение правила Вегарда (с точностью до $\pm 2\%$) для слабо деформированных эпитаксиальных слоев AlGa_xN наблюдалось экспериментально в [16]. С другой стороны, отклонение от правила Вегарда, которое наблюдалось в [22] для слоев AlGa_xN, выращенных на сапфире, по-видимому, связано с большими остаточными деформациями в эпитаксиальных слоях. В нашем случае, когда подложкой для эпитаксии слоев Al_xGa_{1-x}N ($x < 0.3$) служит, фактически, эпитаксиальный подслой GaN соизмеримой толщины, можно ожидать, что остаточные деформации в слоях твердого раствора AlGa_xN будут невелики, и экспериментальные значения параметра кристаллической решетки (c) — близки к значениям, определенным по правилу Вегарда.

На рис. 3 представлены характерные спектры краевой катодолюминесценции (CL) для твердых растворов AlGa_xN с различным процентным содержанием AlN в твердом растворе. Как видно из рис. 3, наблюдается характерный «синий» сдвиг, а также рост полуширины и снижение интенсивности полосы краевой люминесценции с увеличением процентного содержания AlN в твердом растворе. Зависимость положения полосы краевой люминесценции от процентного содержания AlN в твердом растворе AlGa_xN представлена на рис. 4. Эксперимен-

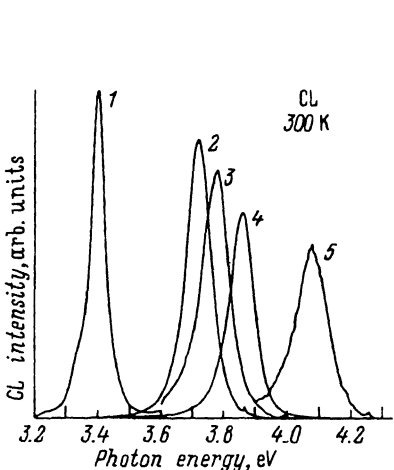


Рис. 3. Спектры краевой катодолюминесценции ($T = 300$ К) слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ различного состава x : 1 — 0, 2 — 0.11, 3 — 0.13, 4 — 0.16, 5 — 0.24.

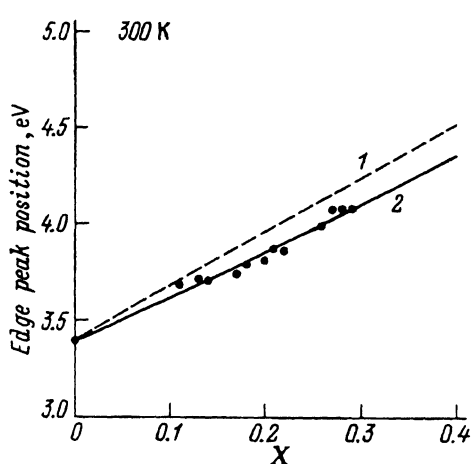


Рис. 4. Зависимость положения максимума полосы краевой катодолюминесценции при $T = 300$ К для слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ от состава твердого раствора x . Точки — эксперимент; 1 — аппроксимация вида $E(x) = 3.4 + 2.8x$, 2 — аппроксимация вида $E(x) = 3.39 + 2.19x + 0.65x^2$.

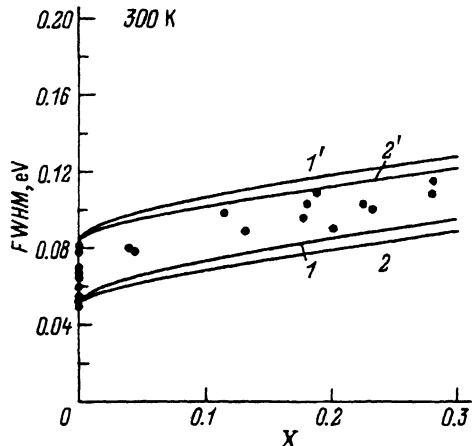


Рис. 5. Зависимость полуширины полосы краевой катодолюминесценции при $T = 300$ К для слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ от состава твердого раствора x .

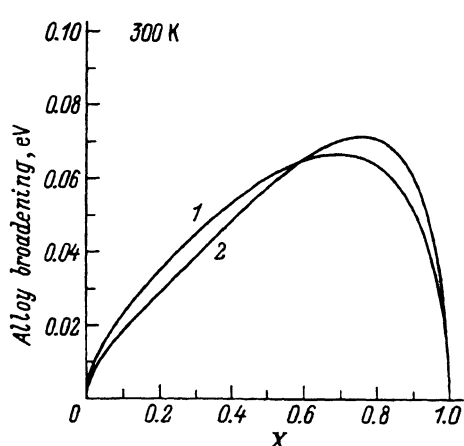


Рис. 6. Расчетная зависимость уширения экситонной полосы люминесценции твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ за счет статистически неупорядоченного распределения компонентов по узлам соответствующей подрешетки от состава x : 1 — для линейной зависимости $E_g(x)$, 2 — для параболической зависимости $E_g(x)$.

тальная зависимость энергии фотонов для максимума полосы краевой люминесценции от состава твердого раствора хорошо функционально описывается традиционным выражением (рис. 4, кривая 2)

$$E(x) = E(0) + ax + bx^2, \quad (1)$$

где в нашем случае $E(0) = 3.39$ эВ, $a = 2.19 \pm 0.16$ эВ, $b = 0.65 \pm 0.14$ эВ. Для сравнения там же представлена линейная аппроксимация ширины запрещенной зоны AlGaIn при $T = 300$ К на основе данных для GaIn и AlIn из таблицы. Указанные в литературе значения коэффициента прогиба b из измерений фотолюминесценции и края поглощения для твердых растворов AlGaIn , выращенных на сапфировых подложках, лежат в широком интервале $b = 0.8$ эВ [22], $b = 0$ эВ [16], $b = +0.35$ эВ [9], $b = +0.98$ эВ [10], $b = +1.0 \pm 0.3$ эВ [14]. Нелинейность зависимостей энергетических зазоров электронного спектра от состава твердых растворов обычно связывается с эффектами хаотического распределения компонентов твердого раствора при сохранении геометрического совершенства кристалла [15]. Отметим, что величина полученного в настоящей работе коэффициента прогиба b зависимости (1) невелика и находится внутри указанного выше диапазона для выращенных на сапфировых подложках твердых растворов AlGaIn . Это свидетельствует о том, что эффекты хаотического распределения компонентов твердого раствора в нашем случае проявляются по крайней мере не сильнее, чем в случае твердых растворов AlGaIn , выращенных на сапфировых подложках.

Экспериментальная зависимость уширения полосы краевой люминесценции от состава твердого раствора показана на рис. 5. Отметим,

что краевая полоса люминесценции для наших образцов AlGaN уширена существенно меньше, чем в работах [10,11]. Как известно, уширение краевой полосы люминесценции может быть вызвано многими факторами [15,23-25], например температурой, легированием примесями (хвостами плотности состояний), локальными электрическими полями, макронеоднородностями состава, а также статистически неупорядоченным распределением (в микромасштабе) компонентов твердого раствора по узлам соответствующей подрешетки. Мы предполагаем, что применительно к нашему материалу, только последняя из упомянутых причин уширения зависит от состава твердого раствора, а вклад всех остальных факторов в уширение краевой полосы AlGaN не превышает уширения краевой полосы для GaN, мы покажем, что такой подход дает удовлетворительное согласие с экспериментом. Предложенная в работе [9] интерпретация размытия экситонной структуры в спектрах поглощения AlGaN за счет экранировки экситонов свободными носителями заряда для наших образцов едва ли возможна, поскольку равновесная концентрация свободных электронов в них не превышала 10^{17} см^{-3} .

При описании уширения краевой полосы для твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ за счет статистически неупорядоченного распределения компонентов твердого раствора воспользуемся моделью, предложенной Шубертом с соавторами [24], которая ранее была успешно апробирована для тройных соединений AlGaAs [24] и InGaAs [25]. Согласно этой модели среднее квадратическое отклонение от состава твердого раствора x в микрообъеме V , определяющем энергию фотонов вблизи края запрещенной зоны, задается выражением

$$\Delta x = \sqrt{\frac{x(1-x)}{NV}}, \quad (2)$$

где N — количество атомов в единичном объеме. Считая природу краевой полосы люминесценции экситонной (показано [26], что для GaN вплоть до 300 К краевой пик обусловлен аннигиляцией свободных экситонов), за V мы принимали объем экситона V_{ex} . При этом приведенную эффективную массу экситона (m_r) для AlGaN считали примерно равной эффективной массе электрона (m_e^*) в Γ -минимуме, поскольку для GaN и AlN эффективная масса дырки $m_h^* \gg m_e^*$ [27]. Эффективную массу электронов в Γ -минимуме оценивали следующим образом:

$$\frac{m_e^*}{m_0} = 0.05 E_g(x), \quad (3)$$

где $E_g(x)$ — ширина запрещенной зоны твердого раствора в Γ -минимуме, выраженная в эВ; m_0 — масса свободного электрона. Выражение (3) хорошо выполняется для полупроводников $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ [15]. Легко видеть, что для GaN [1,27,28] и AlN [27-29] выражение (3) также дает реальную оценку для m_e^*/m_0 (0.17 и 0.31 соответственно). При оценке V_{ex} считали, что зависимость относительной диэлектрической проницаемости (ϵ) от состава твердого раствора линейная.

Тогда полуширина (FWHM) экситонной полосы люминесценции гауссовой формы для описанного выше механизма уширения может быть получена из выражения

$$\Delta E(x) = 2\sqrt{2 \ln 2} \frac{dE_g}{dx} \sqrt{\frac{x(1-x)}{NV_{\text{ex}}}}. \quad (4)$$

Форма экспериментально наблюдаемой полосы краевой люминесценции для наших образцов близка к гауссовой (рис. 3), что подтверждается численным моделированием. Величину $N(x)$ оценивали в предположении справедливости правила Вегарда:

$$N(x) = \frac{Z}{\frac{\sqrt{3}}{2}[c_1 - (c_1 - c_2)x][a_1 - (a_1 - a_2)x]^2}, \quad (5)$$

где Z — количество атомов в элементарной ячейке с объемом V_{cell} (для $2H\text{-AlGaN}$ $Z = 4$ [30]), a_1, c_1, a_2, c_2 — постоянные кристаллической решетки для $2H\text{-GaN}$ и $2H\text{-AlN}$ соответственно. Для расчета зависимости $\Delta E(x)$ по формуле (4) использовали значения параметров GaN и AlN, указанные в таблице.

Результаты расчета зависимости $\Delta E(x)$ представлены на рис. 6. Кривая 1 на рис. 6 соответствует расчету в предположении линейной зависимости $E_g(x) = 3.4 + 2.8x$ (эВ) (см. рис. 4, кривая 1). Для кривой 2 использовалась зависимость dE_g/dx , полученная дифференцированием выражения (1). Как видно из рис. 6, максимум $\Delta E(x)$, соответствующий наибольшей степени разупорядоченности системы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, имеет место для состава $x = 0.7-0.8$, причем для кривой 2 максимум $\Delta E(x)$ несколько сдвинут в область больших значений x . Кроме того, полученные максимальные значения $\Delta E(x)$ для системы AlGaN примерно на 1.5 порядка больше, чем для известных твердых растворов $\text{Al}^{\text{III}}\text{V}^{\text{V}}$ [15, 23-25]. Это объясняется, с одной стороны, небольшим объемом экситона (см. таблицу), с другой стороны, большим средним значением градиента dE_g/dx для системы AlGaN. Для получения суммарного уширения краевой полосы люминесценции за счет всех возможных механизмов (рис. 5) величина уширения, соответствующая $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x = 0$) (с учетом разброса между образцами, показанного на рис. 5), складывалась с полученной зависимостью $\Delta E(x)$, представленной на рис. 6. Кривые 1, 1' на рис. 5 соответствуют линейной зависимости $E_g(x) = 3.4 + 2.8x$ (эВ). Для кривых 2, 2' на рис. 5 использовалась зависимость dE_g/dx , полученная дифференцированием выражения (1). Как видно из рис. 5, экспериментальная полуширина полосы краевой люминесценции для исследованных образцов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x = 0$) составляет 0.65 ± 0.015 эВ, что хорошо согласуется с данными, полученными в [11]. Примерно такой же разброс наблюдался и для образцов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 0.3$). Поэтому кривые 1 и 2 (рис. 5) соответствуют нижней границе этого диапазона, а кривые 1' и 2' — верхней границе. Здесь следует отметить, что наблюдалось соответствие по уширению и интенсивности краевой полосы люминесценции для слоев AlGaN и соответствующих подслоев GaN. Экспериментальные точки на рис. 5

для различных образцов AlGaN лежат между соответствующими расчетными зависимостями, что свидетельствует в пользу правильности выбранного нами механизма уширения краевой полосы для твердых растворов AlGaN за счет статистически неупорядоченного распределения в микромасштабе компонентов твердого раствора по узлам соответствующей подрешетки.

Заключение

Исследованы люминесцентные и структурные свойства твердых растворов $2H\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.3$), выращенных газотранспортной эпитаксией из металлоорганических соединений на подложках GaN/6H-SiC. Образцы обладали яркой краевой полосой катодolumинесценции, положение максимума которой зависит от состава твердого раствора x нелинейно ($T = 300\text{ K}$): $E(x) = E(0) + ax + bx^2$, где $E(0) = 3.39\text{ эВ}$, $a = 2.19 \pm 0.16\text{ эВ}$, $b = 0.65 \pm 0.14\text{ эВ}$. Экспериментальные данные согласуются с моделью уширения краевой полосы люминесценции за счет статистически неупорядоченного распределения компонентов твердого раствора по узлам соответствующей подрешетки. Показано, что этот механизм приводит к уширениям краевой полосы люминесценции для системы AlGaN а 1.5 порядка большим по сравнению с более узкозонными твердыми растворами $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$. Проведенный нами расчет показывает, что максимум уширения краевой полосы люминесценции для системы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ имеет место для состава $x = 0.7\text{--}0.8$. Установлено, что полуширина рентгеновских кривых качания растет практически линейно с увеличением содержания AlN в твердом растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.3$). Выявлен эффект влияния подслоя GaN на структурные и люминесцентные свойства слоев AlGaN.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 95-02-04148-а).

Авторы выражают признательность В. Дмитриеву, К. Ирвину (K. Irvine) и К. Картеру (C. Carter) за предоставленные образцы и полезные обсуждения.

Список литературы

- [1] S. Strite, H. Morkoc. J. Vac. Sci. Technol., **B10**, 1237 (1992).
- [2] H. Morkoc, D. Strite, G.B. Gao, M.E. Lin, B. Sverdlov, M. Burns. J. Appl. Phys., **76**, 1363 (1994).
- [3] I. Akasaki, H. Amano. J. Electrochem. Soc., **141**, 2266 (1994).
- [4] S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh. J. Appl. Phys., **76**, 8189 (1994).
- [5] Y. Koide, H. Itoh, N. Sawaki, I. Akasaki, M. Hashimoto. J. Electrochem. Soc., **133**, 1956 (1986).
- [6] S. Nakamura, Y. Harada, M. Senoh. Appl. Phys. Lett., **38**, 2021 (1991).
- [7] N. Yoshimoto, T. Matsuoto, T. Sasaki, A. Katsui. Appl. Phys. Lett., **59**, 2251 (1991).
- [8] В.В. Баранов, В.Б. Гутан, У. Жумакулов. ФТП, **16**, 1281 (1982).
- [9] Г.А. Коркоташвили, А.Н. Пихтин, И.Г. Пичугин, А.М. Царегородцев. ФТП, **18**, 1462 (1984).
- [10] R.M.H. Khan, Y. Kiode, H. Itoh, N. Sawaki, I. Akasaki. Sol. St. Commun., **60**, 509 (1986).
- [11] H.G. Lee, M. Gershenson, B.L. Goldenberg. J. Electron. Mater., **20**, 621 (1991).
- [12] W. Fang, S.L. Chuang. Appl. Phys. Lett., **67**, 751 (1995).
- [13] V.A. Dmitriev, K. Irvine, J.A. Edmond, C.H. Carter, Jr. *Technical Program with Abstracts of the 36th Electronic Materials Conf.* (Boulder, Colorado, 1994) A-21.

- [14] I. Akasaki, K. Hiramatsu, H. Amano, M. Ueno, Faculty of the Faculty of Engineering, Nagoya University, **43**, 147 (1991); I. Akasaki, H. Amano, Y. Kiode, K. Hiramatsu, N. Sawaki. *J. Cryst. Growth*, **98**, 209 (1989).
- [15] А.Н. Пихтин. *ФТП*, **11**, 425 (1977).
- [16] D.K. Wickenden, C.B. Barger, W.A. Bryden, J. Miragliotta, T.J. Kistenmacher. *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 2024 (1994).
- [17] H.P. Maruska, J.J. Tietjen. *Appl. Phys. Lett.*, **15**, 327 (1969).
- [18] M. Leszczynski, T. Suski, H. Teisseyre, P. Perlin, I. Grzegory, J. Jun, S. Porowski, T.D. Moustakas. *J. Appl. Phys.*, **76**, 4909 (1994).
- [19] W.M. Yim, E.J. Stofko, P.J. Zanzucchi, J.I. Pankove, M. Effenberg, S.L. Gilbert. *J. Appl. Phys.*, **44**, 292 (1973).
- [20] A.S. Barker, M. Ilgams. *Phys. Rev.*, **B7**, 743 (1973).
- [21] I. Akasaki, H. Hashimoto. *Sol. St. Commun.*, **5**, 851 (1967).
- [22] S. Yoshida, S. Misawa, S. Gonda. *J. Appl. Phys.*, **53**, 6844 (1982).
- [23] L. Pavesi, M. Guzzi. *J. Appl. Phys.*, **75**, 4779 (1994).
- [24] E.F. Schubert, E.O. Gobel, Y. Horikoshi, K. Ploog, H.J. Queisser, *Phys. Rev.*, **B30**, 813 (1984).
- [25] C. Charreaux, G. Guillot, A. Nouaihat. *J. Appl. Phys.*, **60**, 768 (1986).
- [26] J.P. Bergman, B. Monemar, H. Amano, I. Akasaki. *Technical Digest of Int'l Conf. On SiC and Related Materials — ICSCRM'95 (Kyoto, Japan, 1995)* p. 287.
- [27] T.L. Tansley, R.J. Egan. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **242**, 395 (1992).
- [28] S. Nakajima, T. Yang, S. Sakai. *Abstracts of Topical on III-V Nitrides TWN'95 (Nagoya, Japan, 1995)* P-2.
- [29] И.Г. Пичугин. В сб.: *Проблемы физики и технологии широкозонных полупроводников* (Л., ЛИЯФ, 1980) с. 103.
- [30] М.П. Шаскольская. *Кристаллография* (М., Высш. шк., 1984) с. 162.

Редактор В.В. Чалдышев

Edge luminescence of AlN–GaN solid solutions

A.S. Zubrilov, D.V. Tsvetkov, V.I. Nikolaev and I.P. Nikitina

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

Effects of alloy composition and crystalline structure on luminescence of the epitaxial layers of $2H\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.3$) solid solutions grown on $6H\text{-SiC}$ substrates with GaN sublayers have been studied. The dependence of the full width at half maximum of X-ray rocking curve for the AlGa_N system on AlN mole fraction in the solid solution has been obtained. From the analysis of cathodoluminescence spectra, the dependence of the luminescence band position in the region of edge absorption on the composition of a $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ solid solution was found to be expressed by $E(x) = 3.39 + 2.19x + 0.65x^2$ (eV) at $T = 300$ K. Alloy broadening of this band as a function on alloy composition has been studied. Experimental results were interpreted on the base of a model of the edge luminescence band broadening due to random fluctuation of alloy composition. This mechanism was shown to be much stronger than that for narrow-bandgap $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ solid solutions. An effect of the GaN sublayer on structural and luminescence properties of AlGa_N layers has been revealed.