

03,07,09

Высокотемпературная диффузия бериллия в AlN как направление решения проблемы легирования *p*-типа и снижения интенсивности оптического поглощения

© Е.Н. Мохов, С.С. Нагальюк, О.П. Казарова, В.А. Солтамов

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Mokhov@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 25 мая 2025 г.

В окончательной редакции 25 мая 2025 г.

Принята к публикации 27 мая 2025 г.

Монокристаллический нитрид алюминия (AlN) представляет собой перспективный материал для создания ультрафиолетовых оптоэлектронных и силовых приборов, благодаря широкой запрещенной зоне ($E_g \approx 6.1$ eV). Развитие приборной базы на его основе сдерживается трудностями в реализации легирования *p*-типа, во многом ввиду малоизученности свойств акцепторных примесей. Традиционно используемая примесь магния (Mg) в AlN характеризуется высокой энергией активации и низкой растворимостью. В обзоре рассматриваются исследования по легированию AlN бериллием (Be) — примесью с низкой энергией активации (~ 37 meV), высокой растворимостью и атомным радиусом, близким к Al. Особое внимание уделено методу высокотемпературной диффузии Be в монокристаллический AlN, продемонстрировавшему эффективность Be как акцептора. Также показано, что Be снижает коэффициент оптического поглощения AlN в широком спектре. Полученные данные открывают путь к созданию *p-n*-структур на основе AlN и развитию оптических приборов ультрафиолетового диапазона.

Ключевые слова: нитрид алюминия *p*-типа, диффузия бериллия, спектр поглощения.

DOI: 10.61011/FTT.2025.06.60938.141-25

1. Введение

Полупроводники семейства III-нитридов (InN, GaN, AlN) и их твердые растворы ($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, InGaN) являются ключевыми материалами современной оптоэлектроники, силовой и высокочастотной электроники [1,2]. Одним из ярких представителей этого семейства является нитрид алюминия (AlN), обладающий экстремально-широкой прямозонной структурой ($E_g \approx 6.1$ eV) [1]. Благодаря этому AlN используется в создании источников ультрафиолетового излучения (UV-B, UV-C) и высоковольтных и высокочастотных приборов [1,2].

Следует отметить, что, как и в случае с нитридом галлия, успешное внедрение AlN в полупроводниковую электронику требует решения двух ключевых задач. Во-первых, необходимо освоить технологию получения объемных монокристаллических подложек диаметром не менее 2 in, что является минимальным промышленным стандартом. Во-вторых, требуется разработать воспроизводимый метод синтеза кристаллов с *p*-типом проводимости. В настоящее время первая из обозначенных задач успешно решается благодаря активному развитию технологии роста объемных кристаллов AlN диаметром 2 и 4 in методом высокотемпературной сублимации из газовой фазы (physical vapor transport, PVT) [3–6]. Вторая задача также является деликатной и требует фундаментального подхода. Как и в случае GaN, AlN проявляет склонность к электронному типу проводимости,

обусловленную неконтролируемым легированием донорными примесями, такими как кремний в позиции замещения $\text{Al}(\text{Si}_{\text{Al}})$ и кислород, замещающий азот (O_{N}). Задача эффективного введения акцепторных примесей с низкой энергией активации (E_a) в AlN остается актуальной. Ситуация напоминает ранний этап исследований GaN, когда *p*-тип проводимости был достигнут только после разработки эффективных методов активации акцепторной примеси Mg. В частности, использование низкоэнергетического электронного облучения (LEEBI) [7] и высокотемпературного отжига [8] позволило получить GaN с воспроизводимым *p*-типом проводимости, что стало ключевым фактором в развитии приборной базы на GaN. Аналогично, поиск и реализация эффективных методов легирования *p*-типа в AlN является важнейшей задачей, без решения которой невозможно создание полноценных электронных и оптоэлектронных устройств на основе этого материала. В случае AlN известно, что E_a магния зависит от содержания алюминия в растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. А именно, $E_a(\text{Mg}_{\text{Al}})$ увеличивается практически линейно по мере роста концентрации Al в растворе, и при величине $x > 0.6$ Mg перестает давать заметный акцепторный вклад, характеризуясь E_a порядка 400 meV [9] и достигая 0.5–0.6 eV в случае чистого нитрида алюминия ($x = 1$) [10]. Ввиду такой значительной величины энергии активации и по совместительству относительно низкой растворимости Mg в AlN, также негативно сказывающейся на концентрации

свободных носителей, были предприняты попытки введения альтернативных легирующих примесей, таких как бериллий и цинк [11–13].

Исследования электрофизических характеристик AlN, легированного бериллием в ходе роста методом металлоорганической молекулярно-лучевой эпитаксии (ММЕ), выявили уникальные свойства Be как акцепторной примеси. В частности, в рамках этих экспериментов был подтвержден акцепторный тип проводимости в этих кристаллах, а также установлено, что $E_a(\text{BeAl})$ составляет примерно 37 meV [11], что более чем в десять раз меньше $E_a(\text{MgAl})$. В сочетании с высокой растворимостью Be в AlN это позволило получить высокие концентрации дырок, порядка 10^{18} cm^{-3} , при комнатной температуре. Данные результаты позволили создать эффективные гомогенные p – n -переходы на AlN, что является значительным достижением в разработке фотоники и высокочастотной электроники на тринитридах [14]. Важной особенностью примеси Be в AlN является близость атомного радиуса Be, 1.12 Å, к радиусу замещаемого им атома Al (1.18 Å). Именно данный факт выгодно отличает замещающую примесь Be от Mg, обладающего радиусом 1.45 Å, что приводит к снижению растворимости Mg в AlN и повышению энергии активации акцепторного уровня. Данное обстоятельство хорошо отражено в литературе по исследованию Mg в GaN, для которого ситуация обратная: размеры атома Ga (1.36 Å) близки к размерам Mg, позволяя использование последнего для эффективного легирования p -типа. Исследования поведения Be в GaN как экспериментальными, так и теоретическими методами только подтверждают эту тенденцию [15–17].

Ввиду вышесказанного, представляется важным привести обзор результатов, полученных нашей группой по исследованию свойств AlN, легированного примесью бериллия. А именно, нами был предложен альтернативный метод легирования монокристаллического AlN бериллием путем высокотемпературной ($T_d = 1700$ – 1800 °C) диффузии [12]. Установлено, что в ходе такой диффузии Be преимущественно ведет себя как акцепторная примесь, компенсирующая донорные центры. Также нами была продемонстрирована, что Be обладает высоким коэффициентом диффузии $D = 10^{-7}$ – $10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ в AlN, и его введение приводит к снижению оптического поглощения (ОП) последнего как в видимом, так и в ультрафиолетовом диапазонах [18]. Показано получение кристаллов, легированных Be, характеризующихся коэффициентом ОП $\alpha < 30 \text{ cm}^{-1}$ в спектральном диапазоне 240–700 nm, что находится на уровне лучших образцов объемного монокристаллического AlN [19]. Вышеуказанные результаты получены в ходе исследования AlN:Be методами лазерно-искровой эмиссионной спектроскопии (laser-induced breakdown spectroscopy, LIBS), электронного парамагнитного резонанса (ЭПР), люминесцентной микроскопии, спектроскопии оптического поглощения и комбинационного рассеяния света (рамановская спектроскопия).

2. Экспериментальная часть

Исследовались монокристаллические объемные образцы AlN, выращенные методом PVT [3]. Для проведения диффузии Be в образцы монокристаллического AlN из выращенных слитков вырезались пластины, толщиной от 0.3 до 1.5 mm, которые далее шлифовались и полировались. Процесс диффузии проводился в замкнутом контейнере из карбида тантала в атмосфере азота. В качестве диффузанта использовался металлический Be высокой чистоты, который помещался в тигель из нитрида бора. Исследуемые образцы находились на пластине из BN в зоне с минимальным градиентом температур. Температура диффузии варьировалась от 1700 до 2100 °C, продолжительность отжига составляла 0.5–10 h. Отметим, что за время диффузионного отжига испарение образцов было пренебрежимо низким ввиду высокой температурной стойкости AlN.

С целью определения влияния чисто температурных условий на свойства AlN, перед диффузией Be исследуемые образцы отжигались при тех же условиях. Исследования отожженных кристаллов не выявило изменений окраски, оптического поглощения или спектральных характеристик сигналов ЭПР в сравнении с образцами до отжига. Исследования AlN методом фотолюминесцентной микроскопии проводилось на микроскопе МЛД-1 с фиксацией интенсивности и цвета люминесценции, возбуждаемой ультрафиолетовым источником света. Спектры LIBS, однозначно свидетельствующие о наличии примеси Be в AlN после процесса диффузии, регистрировались высокоскоростным приемником-спектрометром AvaSpec-ULS2048LUSB2, работающим в спектральном диапазоне 336–886 nm со спектральным разрешением 1 nm. Для возбуждения искровой плазмы использовался импульсный лазер $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ LQ-129, SolarLC JSC. Частота следования лазерных импульсов 2 Hz, длительность импульса 28 ns, энергия 85 mJ. Спектры оптического поглощения исходных кристаллов AlN, после высокотемпературного отжига и после процесса диффузии, регистрировались на спектрометре Shimadzu-2450 UV/Vis при комнатной температуре. Микро-рамановские спектры регистрировались при комнатной температуре на спектрометре Horiba Jobin Yvon T64000, оснащенного конфокальным микроскопом. Для возбуждения спектров использовался Nd:YAG-лазер ($\lambda = 532 \text{ nm}$, $E = 2.33 \text{ eV}$). Исследования методом ЭПР проводилось с использованием спектрометра X-диапазона ($\sim 9.3 \text{ GHz}$) Bruker Elexsys E600 в непрерывном режиме.

3. Результаты и обсуждение

Как отмечалось во введении, легирование AlN примесью Be в ходе высокотемпературной диффузии приводит к значительному изменению оптических характеристик кристаллов. Данный результат проиллюстрирован

на рис. 1, на котором приведены фотографии двух образцов AlN, вырезанных из двух различных монокристаллических подложек AlN.

Спектральное подтверждение того, что высокотемпературный отжиг AlN в парах Be приводит к введению последнего в кристалл, получено нами из результатов экспериментов LIBS, показанных на рис. 2, *a*. Видно, что наряду с распространенными неконтролируемыми примесями в AlN, такими как углерод, кислород и кремний, в свечении плазмы от образцов после диффузии появляются дополнительные спектральные линии на длинах волн $\lambda = 456.9\text{--}466.1\text{ nm}$. Эти линии излучения плазмы хорошо совпадают со спектральными линиями нейтрального бериллия Be(I) и однократно ионизированного бериллия Be(II) (рис. 2, *b*), с табулированными значениями длин волн 457.3 и 467.3 nm соответственно [20]. Данное наблюдение однозначно подтверждает успешное легирование AlN бериллием методом высокотемпературной диффузии.

Стоит отметить, что малость ионного радиуса Be^{2+} , $r = 0.45\text{ \AA}$, позволяет вводить примесь на значительную глубину образца, вплоть до $1700\text{ }\mu\text{m}$, согласно результатам люминесценции, зарегистрированной с торцов образцов AlN до и после диффузии (рис. 2, *c*). Так, в образце 2 виден приповерхностный слой толщиной $100\text{ }\mu\text{m}$ с яркой зеленой люминесценцией, а в образце 3 толщиной $1700\text{ }\mu\text{m}$ наблюдается свечение со всей толщины образца и одновременно виден приповерхностный слой толщиной в $80\text{ }\mu\text{m}$ с выраженным

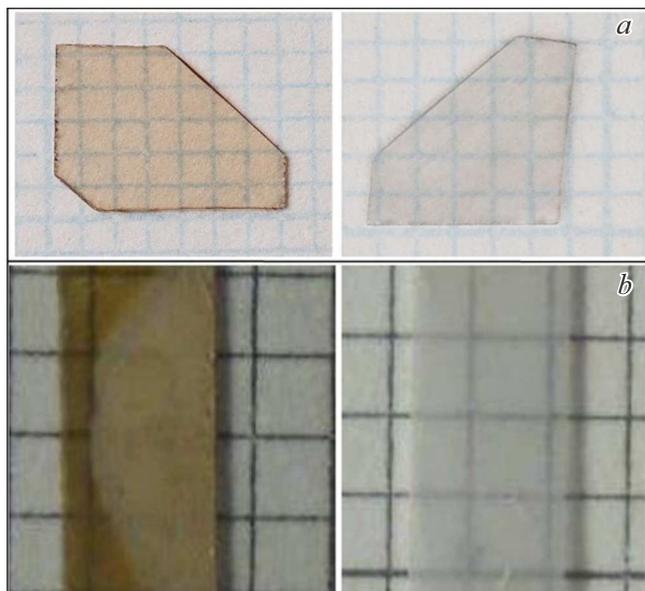


Рис. 1. В правой колонке показан типичный вид кристаллов AlN до диффузии; видна выраженная янтарно-желтоватая окраска. Слева показаны типичные образцы AlN, легированные Be, в результате диффузии при температуре $1800\text{ }^\circ\text{C}$. Видно, что кристаллы AlN:Be прозрачны, и наличие Be в кристалле приводит к визуальному исчезновению оптического поглощения в видимом диапазоне.

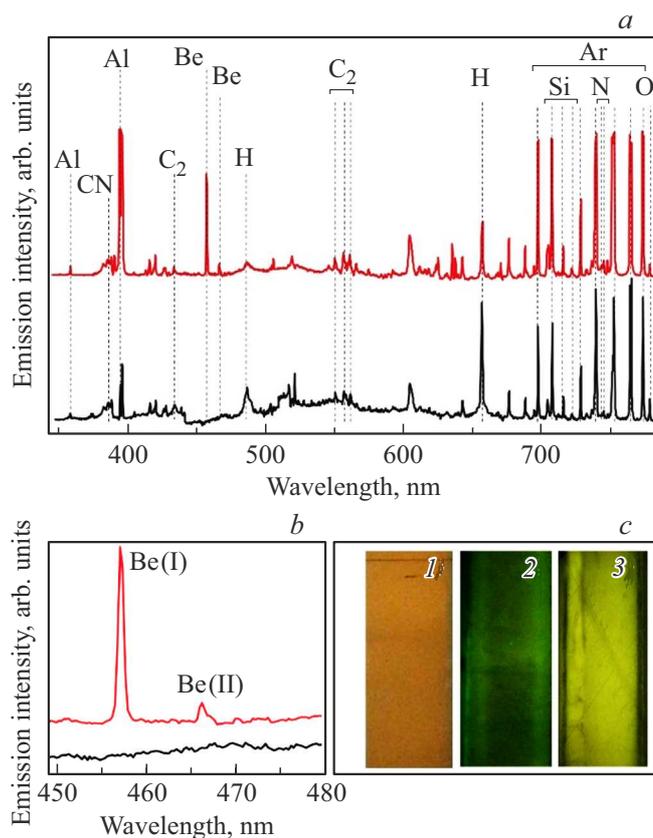


Рис. 2. *a*) LIBS-спектры образца AlN. Нижний спектр зарегистрирован в образце AlN до диффузии Be, верхний спектр — в том же образце после диффузии Be. Штриховыми линиями показаны положения эмиссии плазмы соответствующих химических элементов. *b*) Спектральные линии бериллия с максимумом интенсивностей в диапазоне длин волн $\lambda = 455\text{--}470\text{ nm}$, обозначенные как Be(I) и Be(II), показаны в увеличенном масштабе. *c*) Люминесценция при 300 K торца образцов AlN: 1 — до диффузии; 2 — после диффузии Be $1860\text{ }^\circ\text{C}$, 2 h; 3 — после диффузии Be $2100\text{ }^\circ\text{C}$, 2 h. В 2 видны более яркие прослойки на краях кристалла, в образце 3 виден темный приповерхностный слой толщиной $80\text{ }\mu\text{m}$.

эффектом тушения люминесценции. Наличие данных по толщине диффузионного слоя и температурного режима позволило провести оценку коэффициента диффузии бериллия, пользуясь формулой для описания диффузии из постоянного источника:

$$N(x, t) = N_0 \operatorname{erfc}\{x/[2(Dt)]^{1/2}\}, \quad (1)$$

где N_0 — поверхностная концентрация, $N(x, t)$ — концентрация диффундирующей примеси в зависимости от глубины и времени, D — коэффициент диффузии, x — глубина диффузии, t — время диффузии [21]. В результате проведенной оценки установлено, что при отношении концентраций $N(x, t)/N_0 = 10^{-2}$ коэффициент диффузии бериллия составляет $10^{-7}\text{ cm}^2/\text{s}$ [16]. При этом стоит отметить, что концентрационное тушение люминесценции, наблюдаемое нами в образце, легированном Be

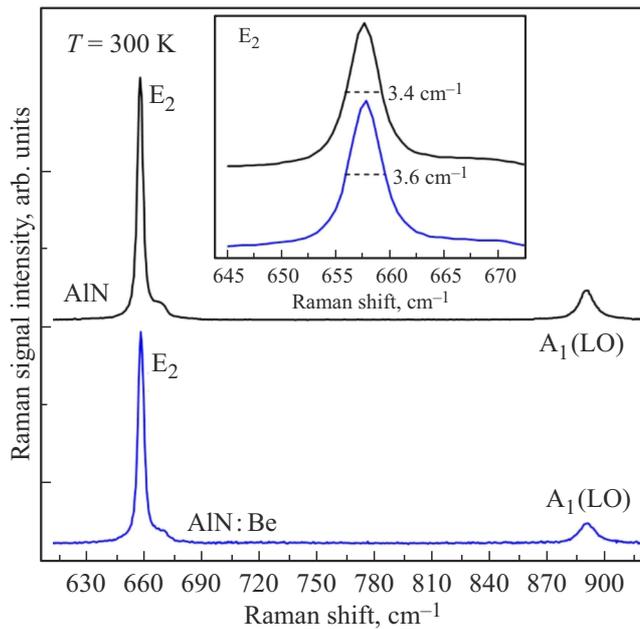


Рис. 3. Спектры комбинационного рассеяния (раман-спектры) вюрцитной структуры AlN, зарегистрированные при комнатной температуре на поверхности (0001). Верхний спектр получен с исходного кристалла AlN, нижний — после диффузии Be. Во вставке выделен участок спектра комбинационного рассеяния со спектром E₂.

при 2100 °С, как правило, наблюдается при концентрациях легирующих примесей $n \geq 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, что свидетельствует о высоких концентрациях примесей Be, получаемых в результате диффузионного легирования.

Несмотря на значительные температуры процесса диффузии и высокие концентрации вводимых примесей, кристаллическое совершенство AlN не претерпевает заметных ухудшений, что следует из рамановских спектров, зарегистрированных на образцах до и после диффузии, приведенных на рис. 3. Для более детального анализа был исследован образец 2 с использованием микро-рамановской спектроскопии в конфигурации рассеяния $z(x, x)\bar{z}$. Частоты наблюдаемых мод A₁(LO) и E₂ составили 890 и 657.4 cm⁻¹ соответственно, что хорошо согласуется с известными значениями для высококачественных монокристаллов AlN [22]. Согласно литературным данным, сдвиг частоты моды E₂ чувствителен к остаточным механическим напряжениям, а ее полуширина отражает уровень дефектности кристаллической решетки [23]. Как видно из вставки на рис. 3, полуширина сигнала моды E₂ до и после диффузии находится в пределах 3.4–3.6 cm⁻¹, что сопоставимо с характерным значением 3 cm⁻¹ для монокристаллов AlN высокого кристаллического качества [24]. Таким образом, можно заключить, что диффузия бериллия при высокой температуре не оказывает значимого влияния на структурное качество материала.

При этом наблюдается значительное просветление образцов AlN вследствие легирования Be, как это видно из рис. 4, а и б. В частности, исчезает широкая полоса оптического поглощения с максимумом на длине волны 450 nm, ответственная за янтарно-желтоватую окраску исходных кристаллов, а также значительно снижается поглощение в УФ-области спектра, 220–320 nm. Исходя из имеющихся на сегодняшний день литературных данных, полоса поглощения в синей области в образце, спектр которого приведен на рис. 4, а, возникает из-за наличия в кристалле вакансий азота в нейтральном зарядовом состоянии (V_N⁰) или комплексными дефектами, связанными с V_N⁰-центрами [25–27]. Поглощение в глубокой УФ-области объясняется тремя различными моделями. Так, в статье [28] это поглощение объясняется переходом электрона от глубокого акцептора — отрицательно заряженного углерода, замещающего атом азота (C_N⁻) — в зону проводимости. Термодинамический уровень перехода (0/-) этого дефекта возникает, когда уровень Ферми (E_F) находится на 2 eV выше энергии

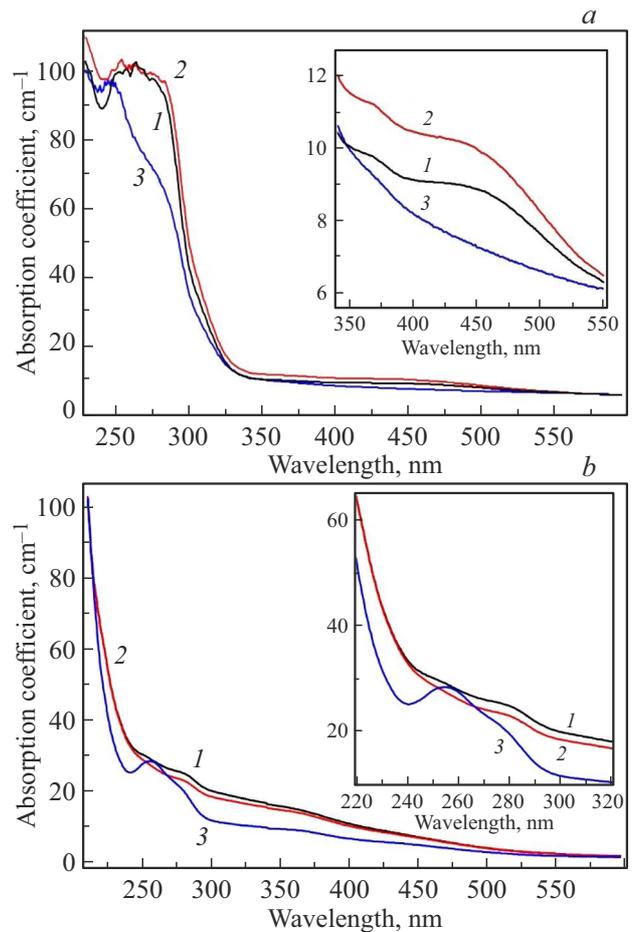


Рис. 4. Коэффициент поглощения в а) видимом и б) ультрафиолетовом диапазонах: 1 — для исходных образцов AlN, 2 — для образцов после отжига, 3 — для образцов после отжига и диффузии Be. Во вставках показаны спектральные диапазоны 350–550 и 220–320 nm.

потолка валентной зоны (E_V). Таким образом, поглощение на длине волны 265 nm, связанное с переходом $C_N^- \rightarrow C_N^0 + \bar{e}$, стабильно при любом положении E_F в запрещенной зоне выше, чем $E_V + 2$ eV. Напротив, если E_F находится ниже этого уровня, поглощение подавляется. Последнее согласуется с нашими экспериментальными данными, полученными до и после диффузии бериллия. Действительно, номинально не легированный AlN является высокоомным материалом n -типа, так что E_F расположен в верхней половине запрещенной зоны, что и приводит к появлению оптического поглощения (ОП) на 265 nm. Если предположить, что бериллий, внедренный в AlN посредством диффузии, действует в основном как акцептор, следует ожидать смещения E_F в сторону вершины валентной зоны. Такое смещение делает отрицательное зарядовое состояние C_N^- нестабильным и, как следствие, приводит к подавлению поглощения, как это видно из спектров (3) на рис. 4, *a* и *b*. Существенное смещение уровня Ферми возможно, поскольку энергия активации акцепторов бериллия ранее оценивалась порядка 37 meV [11]. Различные полосы ОП в AlN были исследованы в работе [27] с использованием гибридных функциональных расчетов. Показано, что вакансии алюминия и комплексы с кислородом приводят к появлению полос поглощения с максимумом на 4.0 eV (310 nm) и выше. Оптическое поглощение этими комплексами связано с термодинамическими уровнями переходов ($2 - / -$) и ($- / 0$), которые стабильны при E_F выше, чем $E_V + 2.59$ eV. Таким образом, ОП подавляется при смещении E_F ниже этого уровня. Такое смещение может быть обусловлено, если предположить, что после диффузии примеси Be преимущественно образуют центры акцепторного типа. В работе [29] на основе данных ИК-спектроскопии было показано, что отрицательно заряженное состояние триуглеродного дефекта ($C_N - C_{Al-C} - C_N$) вносит существенный вклад в полосу поглощения на 265 nm, что соответствует оптическому переходу электрона с нижнего уровня ($- / 0$) этого дефекта в зону проводимости, который возможен при E_F в середине запрещенной зоны. Поглощение подавляется, когда E_F ниже уровня ($- / 0$), что соответствует влиянию акцепторной примеси Be на положение E_F .

После рассмотрения влияния дефектов и их зарядовых состояний на оптическое поглощение AlN и влияние примеси Be на положение уровня Ферми необходимо показать, что наличие примеси Be в кристалле действительно приводит к сдвигу уровня Ферми в сторону потолка валентной зоны и приводит к изменению зарядовых состояний примесей и дефектов. Для этого нами были проведены эксперименты по электронному парамагнитному резонансу на кристаллах AlN до и после диффузии Be. Соответствующие спектры приведены на рис. 5. Видно, что до диффузии Be образец AlN содержал два типа парамагнитных центров, ранее идентифицированных как V_N^0 [30] и как примесь замещения атомов алюминия кремнием (Si_{Al}), формирующая мелкие доноры [30,31]. При этом сигнал ЭПР

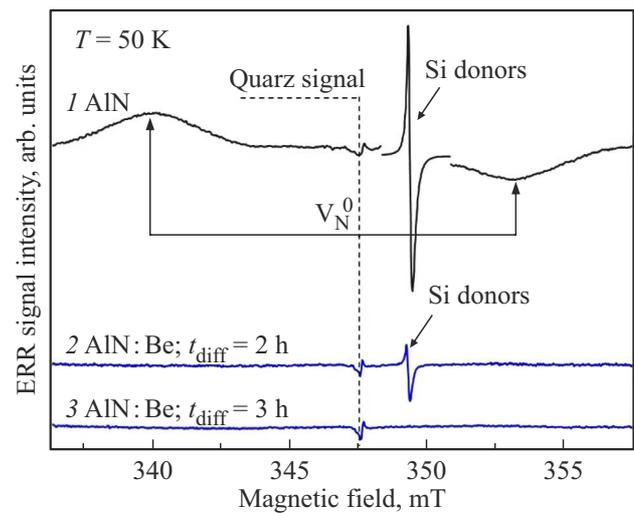


Рис. 5. Спектры ЭПР образца AlN до (1) и после (2,3) диффузии бериллия, измеренные при температуре $T = 50$ K под возбуждением лазерным излучением с длиной волны $\lambda = 403$ nm. Сигнал сравнения, соответствующий кварцевой трубке, в которую вставлен образец, обозначен штриховой линией. Сигнал ЭПР от мелких доноров кремния показан с уменьшенной в 10 раз амплитудой на спектре 1. Сигналы ЭПР от вакансии азота в нейтральном зарядовом состоянии V_N^0 указаны стрелками

Si_{Al} характеризуется большой амплитудой и на рисунке показан уменьшенным в 10 раз относительно сигнала от кварцевой трубки, амплитуда которого не зависит от исследуемого образца. Интересной особенностью обладают спектры ЭПР (2,3), зарегистрированные в образцах после диффузии Be при тех же условиях, что и спектр (1). А именно, в образце после процесса диффузии длительностью 2 h сигналы ЭПР от V_N^0 -центров не наблюдались, а амплитуда сигнала от мелких доноров Si_{Al} значительно снизилась. Более длительный процесс диффузии в течение 3 h позволил окончательно подавить сигнал ЭПР доноров, как это видно из спектра (3). Оба эти наблюдения свидетельствуют о компенсации парамагнитных центров донорного типа за счет введения Be в AlN, что говорит о сдвиге положения уровня Ферми в нижнюю половину запрещенной зоны AlN. Отдельно стоит отметить тот факт, что исчезновение спектров ЭПР от V_N^0 -центров хорошо коррелирует с исчезновением полосы поглощения на длине волны 450 nm, как это наблюдается в спектрах ОП, приведенных на рис. 4. Таким образом, ЭПР-спектроскопия однозначно показала, что Be, введенный в AlN методом высокотемпературной диффузии, имеет акцепторную природу и приводит к просветлению монокристаллов AlN.

4. Заключение

Продемонстрирован альтернативный подход к легированию монокристаллического AlN бериллием, осно-

ванный на его высокотемпературной диффузии при температуре 1700–1800 °С. Исследования показали, что в этих условиях бериллий преимущественно проявляет свойства акцепторной примеси, эффективно компенсируя донорные дефекты в кристалле. Было также установлено, что Ве обладает высокой подвижностью в AlN (коэффициент диффузии $D = 10^{-7} - 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$), благодаря чему его внедрение способствует значительному снижению коэффициента оптического поглощения как в видимом, так и в ультрафиолетовом диапазонах. Нам удалось получить образцы Ве-легированного AlN с уровнем оптического поглощения $\alpha < 30 \text{ cm}^{-1}$ в спектральной области 240–700 nm, что соответствует лучшим достижениям в области выращивания объемных пластин монокристаллического AlN.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания FFUG-2024-0024 „Функциональные материалы для микроэлектроники и фотоники“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J.J.Y. Tsao, S. Chowdhury, M.A. Hollis, D. Jena, N.M. Johnson, K.A. Jones, R.J. Kaplar, S. Rajan, C.G. Van de Walle, E. Bellotti, C.L. Chua, R. Collazo, M.E. Coltrin, J.A. Cooper, K.R. Evans, S. Graham, T.A. Grotjohn, E.R. Heller, M. Higashiwaki, M.S. Islam, P.W. Juodawlkis, M.A. Khan, A.D. Koehler, J.H. Leach, U.K. Mishra, R.J. Nemanich, R.C.N. Pilawa-Podgurski, J.B. Shealy, Z. Sitar, M.J. Tadjer, A.F. Witulski, M. Wraback, J.A. Simmons. *Adv. Electron. Mater.* **4**, 1, 1600501 (2018).
- [2] C. Zhou, A. Ghods, V.G. Saravade, P.V. Patel, K.L. Yungans, C. Ferguson, Y. Feng, B. Kucukgok, N. Lu, I.T. Ferguson. *ECS J. Solid State Sci. Technol.* **6**, 12, Q149 (2017).
- [3] T.Yu. Chemekova, O.V. Avdeev, I.S. Barash, E.N. Mokhov, S.S. Nagalyuk, A.D. Roenkov, A.S. Segal, Yu.N. Makarov, M.G. Ramm, S. Davis, G. Huminic, H. Helava. *Physica Status Solidi (c)* **5**, 6, 1612 (2008).
- [4] HexaTech press release. HexaTech Demonstrates 2-Inch Aluminum Nitride Substrate with Absorption of 12 cm^{-1} at 265 nm, <https://www.hexatechinc.com/news-events.html#jan192021>, January 19 (2021).
- [5] Crystal IS manufacturing press release. Crystal IS and Asahi Kasei have achieved 99% usable area on 100 mm bulk aluminum nitride substrate, <https://www.cisuvc.com/crystal-is-improves-100-mm-substrate/> (2023).
- [6] C. Hartmann, M.P. Kabukcuoglu, C. Richter, A. Klump, D. Schulz, U. Juda, M. Bickermann, D. Henschke, T. Schröder, T. Straubinger. *Appl. Phys. Express* **16**, 075502 (2023).
- [7] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, I. Akasaki. *Jpn. J. Appl. Phys.* **28**, 12A, L2112 (1989).
- [8] S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh, N. Iwasa. *Jpn. J. Appl. Phys.* **31**, 2B, L139 (1992).
- [9] M.L. Nakarmi, K.H. Kim, M. Khizar, Z.Y. Fan, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.* **86**, 9, 092108 (2005).
- [10] M.L. Nakarmi, N. Nepal, C. Ugolini, T.M. Altahtamouni, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 15, 152120 (2006).
- [11] H. Ahmad, J. Lindemuth, Z. Engel, C.M. Matthews, T.M. McCrone, W.A. Doolittle. *Adv. Mater.* **33**, 42, 2104497 (2021).
- [12] V.A. Soltamov, M.K. Rabchinskii, B.V. Yavkin, O.P. Kazarova, S.S. Nagalyuk, V.Yu. Davydov, A.N. Smirnov, V.F. Lebedev, E.N. Mokhov, S.B. Orlinskii, P.G. Baranov. *Appl. Phys. Lett.* **113**, 8, 082104 (2018).
- [13] N. Nepal, M.L. Nakarmi, H.U. Jang, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 19, 192111 (2006).
- [14] H. Ahmad, Z. Engel, C.M. Matthews, S. Lee, W.A. Doolittle. *J. Appl. Phys.* **131**, 17, 175701 (2022).
- [15] J.L. Lyons, A. Janotti, C.G. Van de Walle. *Jpn. J. Appl. Phys.* **52**, 8S, 08JJ04 (2013).
- [16] X. Cai, J. Yang, P. Zhang, S.-H. Wie. *Phys. Rev. Appl.* **11**, 3, 034019 (2019).
- [17] D.O. Demchenko, M. Vorobiov, O. Andrieiev, T.H. Myers, M.A. Reshchikov. *Phys. Rev. Lett.* **126**, 2, 027401 (2021).
- [18] О.П. Казарова, С.С. Нагалюк, В.А. Солтамов, М.В. Музафарова, Е.Н. Мохов. *ФТП* **56**, 3, 275 (2022). [O.P. Kazarova, S.S. Nagalyuk, V.A. Soltamov, M.V. Muzafarova, E.N. Mokhov. *Semiconductors* **56**, 3, 197 (2022).]
- [19] Е.Н. Мохов, М.К. Рабчинский, С.С. Нагалюк, М.Р. Гафуров, О.П. Казарова. *ФТП* **54**, 3, 224 (2020). [E.N. Mokhov, M.K. Rabchinskiy, S.S. Nagalyuk, M.R. Gafurov, O.P. Kazarova. *Semiconductors* **54**, 3, 278 (2020).]
- [20] J.E. Sansonetti, W.C. Martin. *J. Phys. Chem. Ref. Data* **34**, 4, 1559 (2005).
- [21] A.F.W. Willoughby. *Reps. Progr. Phys.* **41**, 10, 1665 (1978).
- [22] V.Y. Davydov, Y.E. Kitaev, I.N. Goncharuk, A.N. Smirnov, J. Graul, O. Semchinova, D. Uffmann, M.B. Smirnov, A.P. Mirgorodsky, R.A. Evarestov. *Phys. Rev. B* **58**, 19, 12899 (1998).
- [23] A. Sarua, M. Kuball, J.E. Van Nostrand. *Appl. Phys. Lett.* **81**, 8, 1426 (2002).
- [24] M. Kuball, J.M. Hayes, Y. Shi, J.H. Edgar. *Appl. Phys. Lett.* **77**, 13, 1958 (2000).
- [25] V.A. Soltamov, I.V. Ilyin, A.A. Soltamova, D.O. Tolmachev, E.N. Mokhov, P.G. Baranov. *Diamond. Relat. Mater.* **20**, 7, 1085 (2011).
- [26] V.A. Soltamov, I.V. Ilyin, A.A. Soltamova, D.O. Tolmachev, N.G. Romanov, A.S. Gurin, E.N. Mokhov, P.G. Baranov. *Physica Status Solidi (c)* **9**, 3–4, 745 (2012).
- [27] Q. Yan, A. Janotti, M. Scheffler, C.G. Van de Walle. *Appl. Phys. Lett.* **105**, 11, 111104 (2014).
- [28] R. Collazo, J. Xie, B.E. Gaddy, Z. Bryan, R. Kirste, M. Hoffmann, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, D.L. Irving, Z. Sitar. *Appl. Phys. Lett.* **100**, 19, 191914 (2012).
- [29] K. Irmscher, C. Hartmann, C. Guguschev, M. Pietsch, J. Wollweber, M. Bickermann. *J. Appl. Phys.* **114**, 12, 123505 (2013).
- [30] В.А. Солтамов, И.В. Ильин, А.А. Солтамова, Д.О. Толмачев, Е.Н. Мохов, П.Г. Баранов. *ФТТ* **53**, 6, 1121 (2011). [V.A. Soltamov, I.V. Ilyin, A.A. Soltamova, D.O. Tolmachev, E.N. Mokhov, P.G. Baranov. *Phys. Solid State* **53**, 6, 1186 (2011).]
- [31] X.T. Trinh, D. Nilsson, I.G. Ivanov, E. Janzén, A. Kakanakova-Georgieva, N.T. Son. *Appl. Phys. Lett.* **105**, 16, 162106 (2014).

Редактор Е.В. Толстякова