

ШИРОКОЗОННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$

Сафаралиев Г. К., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф.

Проведены оценки современного состояния разработок и обобщений полученных авторами данной работы результатов по монокристаллическим твердым растворам $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Рассмотрены критерии образования твердых растворов на основе карбида кремния. Анализируются различные подходы к технологии приготовления образцов. Определена область стабильного формирования политипной структуры $2H$. Приводятся результаты по оптическому поглощению и люминесценции твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ и структур на их основе. Определены условия формирования и впервые получены прямозонные твердые растворы $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Показана возможность создания на основе варьзонных гетероструктур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ ультрафиолетовых источников излучения.

Введение. Перспективным направлением физики и технологии полупроводников является создание новых твердых растворов на основе известных соединений. В последние годы все более пристальное внимание исследователей стали привлекать твердые растворы на основе широкозонных полупроводников. Особый интерес при этом представляют твердые растворы на основе карбида кремния, так как они могут наследовать многие уникальные свойства, присущие этому соединению.

До недавнего времени работы по квазибинарным твердым растворам с участием карбида кремния отсутствовали. Однако в последние годы в этой области достигнут определенный прогресс. В настоящее время имеются сведения о получении монокристаллических слоев $(\text{SiS})_{1-x}(\text{GaN})_x$ [1] и $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ [1, 2], а также поликристаллических керамических спеков $\text{SiC}-\text{AlN}$, $\text{SiC}-\text{BN}$, $\text{SiC}-\text{BeO}$, $\text{SiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$ [3-7]. Однако литературные данные о пределах взаимной растворимости, структурных превращениях и свойствах этих материалов зачастую противоречивы. Так, например, в [4] сообщается об ограниченной растворимости в системе $\text{SiC}-\text{AlN}$. В отличие от этого авторы [3] приводят данные об образовании твердых растворов в системе $\text{SiC}-\text{AlN}$ в широком диапазоне составов. Установлена ограниченная растворимость в системах $\text{SiC}-\text{BeO}$ [8] и $\text{SiC}-\text{BN}$ [9], но данные различных авторов о пределах растворимости существенно отличаются. В [3, 5] сообщают о стабилизации $2H$ -политипа в твердом растворе $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ при $T \geq 2100^\circ\text{C}$ и $x > 0.25$. Однако имеются сведения о получении $2H$ - $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ уже при $x \geq 0.15$ [4, 7].

Анализ литературных данных показывает, что эти противоречия во многом объясняются отсутствием физических критериев образования твердых растворов на основе карбида кремния, различными условиями их получения, качеством исходных материалов и типом полученных образцов (монокристаллы, керамика).

В настоящее время для определения границ взаимной растворимости в металлах и полупроводниках используют различные корреляции. Авторы [10, 11] строят диаграммы, на осях которых откладывают атомные радиусы легирующих добавок и их электроотрицательность по Полингу. В [12, 13] в качестве координат используют полуэмпирические орбитальные радиусы элементов Симонса—Блоха [12] r_s и r_p , а также максимальную растворимость примеси N_{max} и ее ковалентный [14] или ионный [13] радиусы.

Авторами настоящей работы [15, 16] были построены диаграммы $N_{\text{max}}-X$ и r_p-r_s , связывающие максимальную растворимость примесей в SiC с электро-

отрицательностью по Филиппу Х. [17], и полуэмпирические орбитальные радиусы элементов, образующих твердые растворы между собой. Эти корреляции дают лучший прогноз растворимости примесей в семействе полупроводников $A^N B^{8-N}$, а также отражают тенденции изменения их кристаллической структуры.

На основе полученных корреляций были выбраны и обоснованы критерии образования твердых растворов на основе карбида кремния, согласно которым образование твердых растворов следует ожидать в системах, включающих компоненты, имеющие высокую взаимную растворимость (Si и C), а также высокую растворимость элементов в карбиде кремния (B, Be, N, Al, Ga).

Таким образом, семейство твердых растворов на основе карбида кремния включает в себя основные группы: твердые растворы примесей в SiC; твердые растворы $Si_{1-x}C_x$ и псевдобинарные твердые растворы, например, такие как SiC— $A^{III}N$ и SiC—BeO. Анализ взаимного расположения этих соединений на диаграмме кристаллического состояния Сент-Джона и Блоха [18] показывает, что они должны образовывать по крайней мере ограниченные псевдобинарные твердые растворы.

Теоретическая оценка электрофизических параметров псевдобинарных твердых растворов, проведенная в [18], показала, что наиболее перспективными являются твердые растворы в системе SiC—AlN. В первую очередь это связано с возможностью получения целого набора полупроводниковых материалов с шириной запрещенной зоны от 3 до 6 эВ и созданием на их основе гетероэпитаксиальных структур, излучающих в синей, фиолетовой и ультрафиолетовой областях спектра.

Настоящая работа посвящена оценке современного состояния разработок и обобщению полученных авторами данной работы результатов по монокристаллическим твердым растворам $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

1. Особенности технологии твердых растворов $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

Результаты термодинамического анализа системы SiC—Al— N_2 [19], а также близость технологических условий получения SiC и AlN обусловили выбор метода сублимации в качестве основного метода получения эпитаксиальных слоев (ЭС) $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$. В отличие от традиционного метода сублимации карбида кремния получение псевдобинарных твердых растворов $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ отличается рядом особенностей, обусловленных сложным составом газовой фазы. В [2] предлагается совместное испарение SiC и AlN в вольфрамовых тиглях. Однако трудности в управлении составом ЭС $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$, а также дороговизна и недолговечность материала тигля сделали необходимым дальнейшее совершенствование метода. Анализ условий получения, проведенный с помощью метода математического планирования, позволил установить оптимальные условия получения ЭС $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ во всем диапазоне изменения x .

Эпитаксиальные слои $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ получали сэндвич-методом [19] в специальных контейнерах из карбида циркония. Слои выращивали в среде Ar ($P_{Ar} \leq 90$ кПа) или Ar+ N_2 ($P_{N_2}=5-50$ кПа, $P_{Ar}=10-90$ кПа) при 2170—2370 К. Подложками служили монокристаллы 6H-SiC, полученные методом сублимации с $N_a-N_a \approx 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³, ориентированные в направлении [000 1] C. В качестве источника использовали пластины поликристаллического твердого раствора SiC—AlN с различным содержанием AlN ($C_{AlN}=10-90$ мас%), полученные высокотемпературным спеканием в атмосфере N_2 . Толщина слоев $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ изменялась в диапазоне 10—150 мкм.

Использование в качестве источника паров поликристаллических спеков SiC—AlN, а также оптимальные соотношения давлений азота и аргона позволили впервые установить зависимость состава ЭС $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ от состава источника паров. Экспериментальные данные, обработанные методом наименьших квадратов для состава $0.15 \leq x \leq 0.95$, могут быть представлены в виде

$$x = ay + b, \quad (1)$$

где x — концентрация AlN в ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, $y = C_{\text{AlN}}$ (мол%), $a = 0.0095$ [мол%] $^{-1}$, $b = 0.15$.

Полученные экспериментальные данные в отличие от [2] указывают на возможность однозначного управления составом выращиваемых слоев $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. *Состав, структура и морфология.* Качественный анализ образцов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ проводился на микроанализаторе «Geoscan» по алюминию, используя в качестве эталона нитрид алюминия, при ускоряющем напряжении 20 кВ. Монокристаллические слои $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ имели составы в широком диапазоне изменения x ($0.04 \leq x \leq 0.95$). Качественный анализ, проводимый в произвольно выбранных точках на поверхности образцов, показал, что самостоятельных фаз, содержащих алюминий и кремний, обнаружено не было.

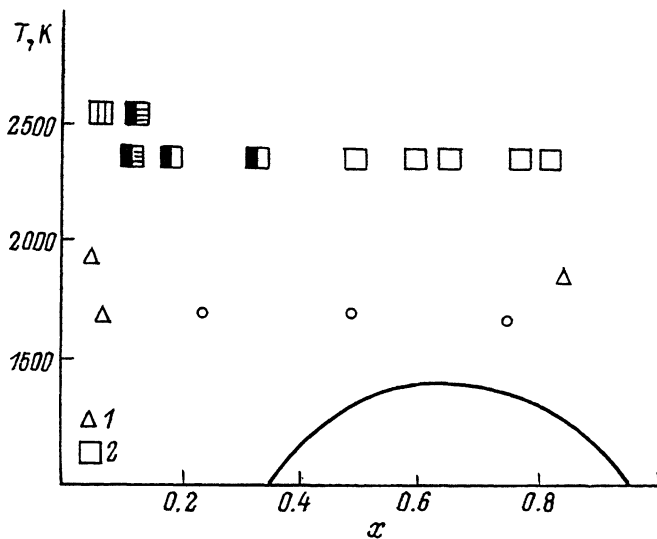


Рис. 1. Зависимость политипной структуры твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ от состава и температуры получения.

1 — данные [4-7]; граница области несмешиваемости — сплошная линия; 2 — данные настоящей работы; модификации; вертикальная штриховка — 6H; горизонтальная — 15H; темное поле — 4H; светлое — 2H.

С целью исследования характера распределения компонентов по поверхности и объему образцов оценивались изменения интенсивности аналитических линий AlK_α и SiK_α вдоль профилей, выбранных с помощью оптического микроскопа микроанализатора. В зависимости от условий синтеза наблюдались как однородный, так и зональный характеры распределения AlN, причем в последнем случае происходило уменьшение концентрации AlN на периферии эпитаксиального слоя $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

Одними из наиболее часто встречающихся структурных несовершенств при росте карбида кремния являются гетерополитипные включения. Изучение политипизма твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ показало, что концентрация AlN существенным образом влияет на политипную структуру. Была установлена область стабильного образования политипа $2H$ - $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ [15]. При $x \geq 0.2$ с 90%-й вероятностью происходило образование политипа $2H$, а при $x < 0.2$ в эпитаксиальных слоях $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ наблюдались различные политипные структуры $3C$, $4H$, $6H$, $2H$, а также сростки политипов. Сопоставление литературных данных по керамике SiC—AlN [3-7] с нашими результатами позволило установить зависимость политипной структуры твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ от состава и температуры получения (рис. 1). Известно, что алюминий и азот по-разному влияют на политипизм SiC [9]. Алюминий стабилизирует гексагональные структуры, а азот — кубическую. Для AlN может

наблюдаться эффект соединения, который приводит к уравниванию количества алюминия и азота. По-видимому, в нашем случае надо рассматривать не влияние Al и N в отдельности, а влияние нитрида алюминия как соединения со структурой вюрцита, растворенного в SiC. Хотя, как показал анализ электронограмм, с точки зрения влияния на состав и «структуру» газовой фазы, нельзя исключать и влияния Al и N как примесей, поскольку по периферии эпитаксиальных слоев наблюдалась 3С-структура.

Исследование параметров структуры ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ в зависимости от состава проводилось с помощью двухкристального рентгеновского спектрометра с монокристаллом 6H-SiC в качестве эталона. На каждом образце проводилось по 4 измерения. Наибольшая абсолютная погрешность определения параметра решетки составляла $\sim 3 \cdot 10^{-5}$ нм.

Измерения проводились на ЭС политапа 2H, что гарантировало однозначность результатов. Сравнение наших данных с результатами [7, 20], полученными на керамике SiC—AlN, показало, что они качественно и количественно

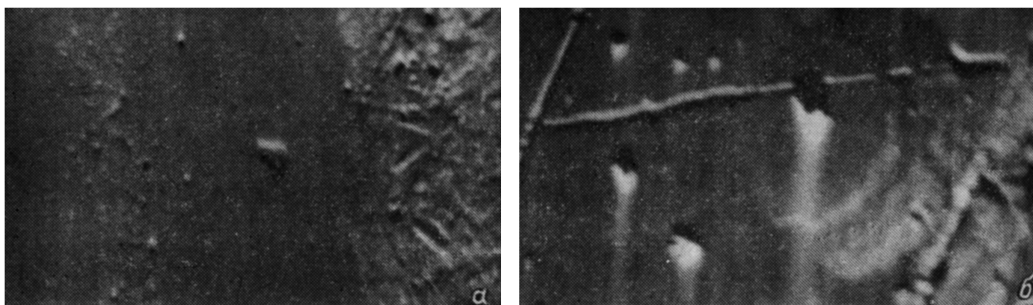


Рис. 2. Изображение ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ в отраженных электронах.

a — $x=0.545$; б — $x=0.944$. Площадь сканирования 300 мкм^2 .

согласуются во всем диапазоне изменения x . Полученные данные свидетельствуют о наличии в системе SiC—AlN непрерывного ряда твердых растворов.

Морфология и структурное совершенство твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ существенно зависят от условий их получения и состава. Было установлено, что при $x=0.6$ поверхность эпитаксиальных слоев была гладкой, причем высота отдельных неровностей не превышала 1.5 мкм (рис. 2, а). Увеличение концентрации AlN приводило к ухудшению морфологии и появлению блочной структуры (рис. 2, б). Оценка совершенства эпитаксиальных слоев $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ по их топограммам показала, что при $x \leq 0.6$ совершенство слоев сравнимо с совершенством подложек — монокристаллов SiC. Увеличение x приводило к появлению в слоях различных дефектов и микротрещин. Это, по-видимому, связано с тем, что с увеличением x рассогласование параметров решеток возрастает и это вызывает упругие напряжения на границе подложка—слой, которые обуславливают рост дефектных слоев. Обнаружено влияние грани подложек на морфологию $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Слои, выращенные на грани (0001) Si, характеризовались округлыми «террасами», в то время как слои, выращенные на (0001) C, имели спирали роста. Более развитой морфологией и большей дефектностью обладали эпитаксиальные слои $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, выращенные на подложках $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

2.2. Микротвердость и трещиностойкость. Микротвердость является физико-химической характеристикой материала, которая определяется его упругими и пластическими свойствами и дает информацию о характере и прочности химической связи, а также степени ее ионности. Кроме того, никакие другие методы исследования пластичности не пригодны для изучения механических свойств эпитаксиальных слоев, кроме микротвердости.

В связи с этим методом индентирования были изучены микротвердость и трещиностойкость монокристаллических твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ [21]. Значение микротвердости H для каждого образца определялось в десяти точ-

ках. Дисперсия данных составила 12 % от средних значений. Концентрационная зависимость относительной микротвердости для ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ носит, как для керамики $\text{SiC}-\text{AlN}$ [4], асимметричный характер и отклоняется от аддитивных значений в отрицательную сторону с минимумом при $x=0.5$. Для эпитаксиальных слоев, богатых AlN, наблюдается постоянство микротвердости независимо от состава. Такое поведение, видимо, связано с тем, что твердые растворы $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ при $x < 0.2$ состоят из смеси различных политипов, микротвердости которых несколько отличны друг от друга, а нитрид алюминия еще не вносит существенного вклада в изменение микротвердости.

При исследовании ЭС кроме четкого отпечатка наблюдались трещины, исходящие из углов отпечатка. Это позволило нам оценить трещиностойкость образцов по эмпирической формуле, установленной для большинства хрупких материалов:

$$\frac{K_{1c}}{H\sqrt{a}} \left(\frac{H}{E\Phi} \right)^{0.4} = F \left(\frac{c}{a} \right),$$

где K_{1c} — коэффициент трещиностойкости; a — половина длины диагонали отпечатка; c — длина трещины; Φ — безразмерная константа, которая для хрупких материалов и больших значений c/a равна 3. Из этого выражения можно определить модуль Юнга (E). Результаты измерений H , K_{1c} и E приведены в таблице.

Состав x	Микротвердость $H \cdot 10^{-4}$, МПа	Коэффициент трещиностойкости K_{1c} , Па/м ^{3/2}	Модуль Юнга $E \cdot 10^{-8}$, МПа	$\sigma \cdot 10^{-2}$, МПа
0	3.5	3.9	4.9	—
0.04	3.1	3.1	4.3	—
0.05	3.2	3.0	4.1	—
0.07	3.1	2.3	3.5	—
0.10	3.0	2.7 (0.4)	—	5.2
0.12	3.0	2.7	3.7	—
0.15	3.0	3.0	3.7	—
0.40	2.4	3.0 (2.1)	—	2.0
0.54	1.3	—	—	—
0.85	2.1	0.84	1.5	—
0.86	2.0	2.6 (1.9)	—	1.8
0.95	2.2	2.7 (0.65)	—	4.9

Исследования некоторых ЭС (см. таблицу) обнаружили анизотропию трещиностойкости. Вероятно, она обусловлена возникновением напряжений на границе между подложкой и ЭС в процессе их роста и охлаждения, а не особенностью структуры, поскольку анизотропия наблюдалась не на всех образцах данных составов. Разности этих напряжений, рассчитанных по формуле

$$\sigma = \frac{(K_{1c})_1}{\sqrt{c_1}} - \frac{(K_{1c})_2}{\sqrt{c_2}},$$

приведены в таблице.

Как видно, метод индентирования, помимо механических свойств, позволяет оценить состав ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ и наличие в них остаточных напряжений.

2.3. *Оптическое поглощение и люминесценция.* К моменту постановки настоящего исследования в литературе имелось лишь одно сообщение об измерении поглощения в области фундаментального края для образцов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ только двух составов [2]. Данные как по оптическому поглощению, так и по люминесценции непрерывного ряда твердых растворов в этой системе отсутствовали. Кроме того, сдвиг спектров в коротковолновую область с ростом содержания нитрида алюминия мог служить непосредственным экспериментальным подтверждением существования твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Типичные спектры пропускания образцов различного состава в области края

фундаментального поглощения при комнатной температуре, полученные нами [22], представлены на рис. 3. Толщина образцов, как правило, изменялась от 15 до 40 мкм. Видно, что в области составов с $x < 0.6$ (кривые 1 и 2) на краю поглощения наблюдаются две особенности: «ступенька» в области низких энергий и крутой подъем поглощения в коротковолновой области. Эти особенности отмечены на рис. 3 стрелками. Длинноволновый компонент мы связываем с переходом в непрямой K -минимум зоны проводимости, а высокоэнергетическую составляющую — с переходом в прямой Γ -минимум. Как видно из приведенных далее оценочных расчетов, эти минимумы разделены сравнительно небольшим энергетическим зазором. Поэтому на образцах с непрямой структурой зон можно было наблюдать оба типа переходов.

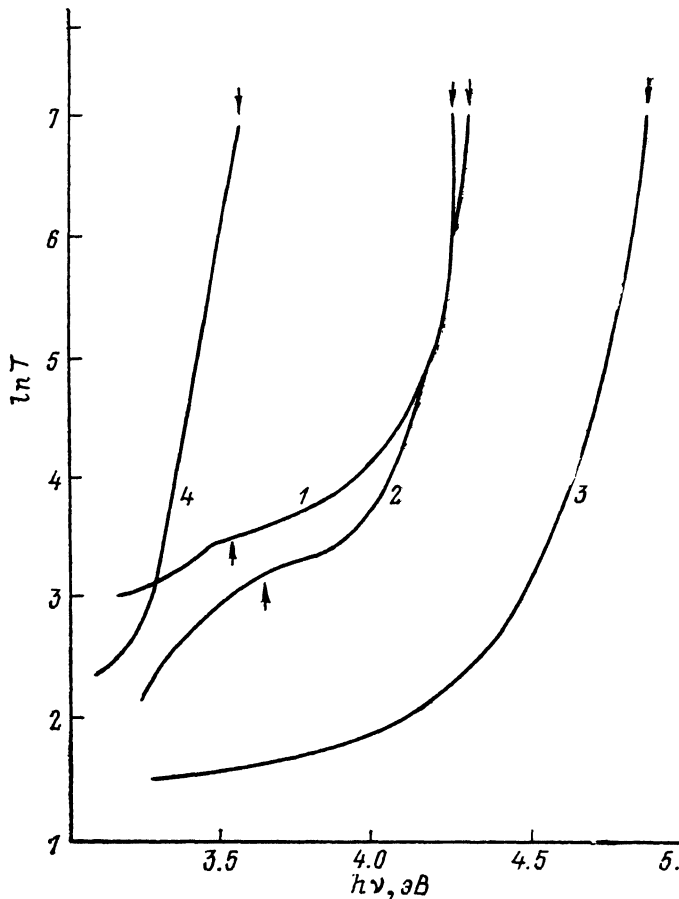


Рис. 3. Спектры пропускания в области края поглощения при 300 К ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.
1—4 — спектры пропускания для $x=0.395, 0.545, 0.79$ и 0.4 соответственно.

Для образца, содержащего 79 мол% нитрида алюминия (кривая 3), низкоэнергетическая ступенька отсутствует и край поглощения соответствует прямым $\Gamma_6-\Gamma_{1c}$ -переходам. Меньший наклон спектральной зависимости этого образца по сравнению с кривыми 1 и 2 в коротковолновой области обусловлен неоднородностью состава, которая, согласно рентгеноструктурным измерениям, возрастает с увеличением содержания AlN .

На рис. 4 построены зависимости энергетического положения прямого Γ_{1c} - (кривая 1) и непрерывного K_{2c} -минимумов (кривая 2) зоны проводимости от составов. Кривые аппроксимировались квадратичной функцией состава с параметром прогиба c , характеризующим степень отклонения от линейной зависимости в рамках диэлектрической теории [17]:

$$c = \frac{1}{\delta E} (c_{\text{Al-Si}}^2 + c_{\text{N}}^2),$$

где c_{ij} — разность линейно-экранированных ионных потенциалов компонентов. Величина δE для гетеровалентных твердых растворов, согласно [23], выбиралась равной 4 эВ. Как видно из рис. 4, экспериментальные точки, полученные из анализа спектров поглощения, довольно хорошо соответствуют расчет-

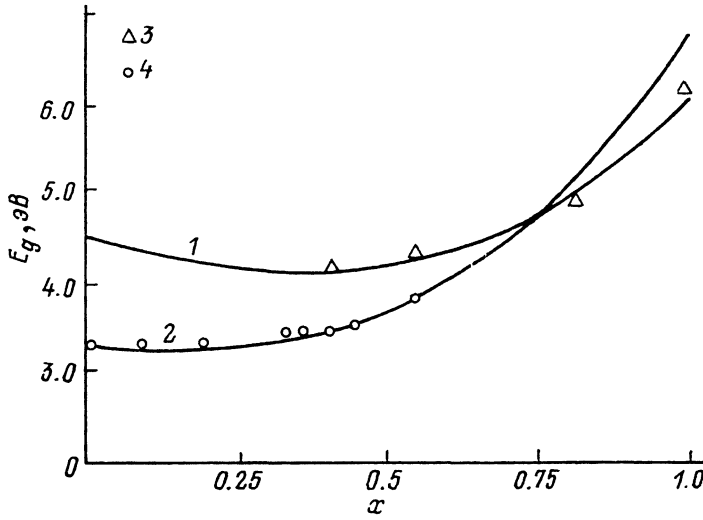


Рис. 4. Зависимость от состава основных энергетических зазоров $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

1, 3 — расчетная кривая и экспериментальные точки для прямого Γ -минимума соответственно, 2, 4 — расчетные и экспериментальные данные для не прямых переходов в K -минимум.

ным кривым. Точка перехода от не прямой структуры к прямой структуре энергетических зон расположена при $x_c \sim 0.7$.

Исследование фото- и катодолюминесценции (рис. 5) показало, что в области составов с не прямой структурой энергетических зон спектры состояли из

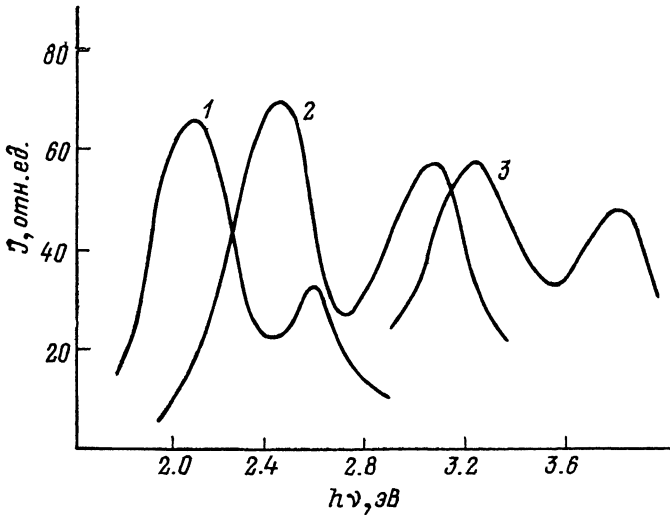


Рис. 5. Спектры ФЛ (1, 2) и КЛ (3) ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

$T=77$ К. x : 1 — 0.12, 2 — 0.24, 3 — 0.54.

нескольких полос излучательной рекомбинации через примесные состояния. Характерно, что при увеличении содержания AlN оба максимума смещались в коротковолновую область спектра, при этом относительная интенсивность коротковолновой полосы возрастала. Это связано с общим уширением запрещенной зоны и в то же время с уменьшением энергетического зазора между

прямым и непрямым минимумом зон проводимости по мере приближения к точке перехода x_c и с вытекающими отсюда «эффектами зонной структуры», проявляющимися в оптических свойствах твердых растворов с непрямой структурой зон.

2.4. Влияние лазерного отжига на люминесценцию. К существенному изменению спектров люминесценции ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ приводит лазерный отжиг [24]. Для выяснения механизма взаимодействия лазерного излучения с $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ облучение проводилось на трех длинах волн. Для этого использовались N_2 -лазер импульсно-периодического действия ($P_{\text{п}}=15$ кВт, $P_{\text{ср}}=120$ мВт, $\Delta t=1$ нс,

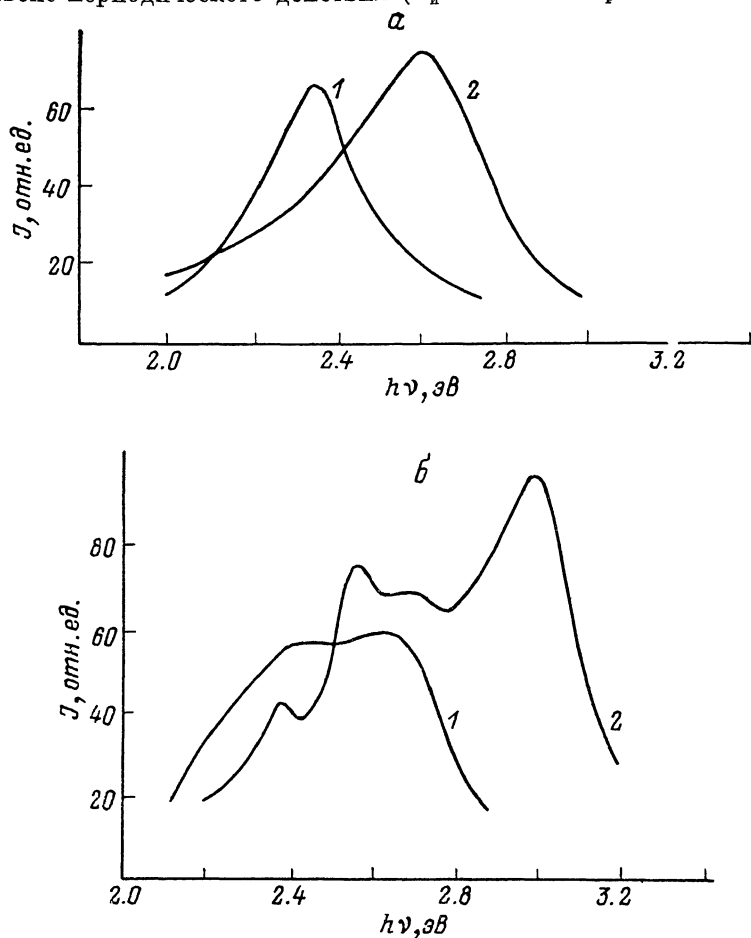


Рис. 6. Влияние лазерного отжига на спектры ФЛ ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

1 — до облучения, 2 — после облучения. а — $x=0.12$ ($\lambda=0.333$ мкм), б — $x=0.24$ ($\lambda=1.06$ мкм).

$f=1$ кГц, $\lambda=0.337$ мкм), CO_2 -лазер непрерывного действия ($\lambda=10.6$ мкм, $P=6$ Вт) и иттриево-алюминиевый лазер ($\lambda=1.06$ мкм, $f=22$ кГц). Выбор был обусловлен межзонным характером взаимодействия и взаимодействием со свободными носителями заряда в зонах (CO_2 -лазер). Лазерный отжиг проводился на воздухе по двум методикам.

1. Путем построчно-шагового сканирования поверхности образца сфокусированным световым зондом диаметром 50—60 мкм. Средняя поверхностная плотность излучения составляла $5 \cdot 10^3$ Вт/см², скорость сканирования 0.1—0.4 см/с, а междустрочный шаг 50 мкм.

2. Путем облучения поверхности образца несфокусированным лучом. Диаметр зоны облучения образца составил 3 мм, а поверхностная плотность излучения находилась в пределах от $0.8 \cdot 10^2$ до $0.9 \cdot 10^3$ Вт/см². Продолжительность отжига составляла от 10 мин до 2 ч.

Спектры фотолюминесценции ЭС $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ до и после облучения представлены на рис. 6 (а, б). Видно, что облучение азотным (а) и иттрий-алюминиевым (б) лазерами приводит к смещению максимумов полос к коротковолновой области спектра на $0.4 \div 0.6$ эВ с одновременным возрастанием полуширины и интенсивности в 1.5—2 раза. При облучении CO_2 -лазером наблюдалось лишь возрастание интенсивности полос фотолюминесценции.

Эффект усиления излучения и сдвиг спектров люминесценции связаны, по-видимому, с уменьшением концентрации центров безызлучательной рекомбинации в облученной области за счет фото- и рекомбинационно-стимулированных процессов преобразования и движения дефектов решетки. Значительная доля атомов собирается в микроскопления, в которых резко возрастает вероятность безызлучательной рекомбинации. При лазерном облучении происходит ионизация центров, захватывающих дырку, число таких центров падает и соответственно увеличивается вероятность излучательных переходов. В пользу такого предположения свидетельствуют также данные по лазерной интроскопии этих образцов. Обнаруженные до облучения примесные неоднородности при сканировании лазером в двух направлениях значительно рассеивались, приводя к повышению оптической однородности образцов.

Эффект усиления ФЛ при лазерном облучении и возможность управляемой перестройки максимума люминесцентного излучения могут быть использованы для модуляции люминесцентных свойств различных участков одного и того же образца с высоким пространственным разрешением, что может иметь важное прикладное значение для разработки многофункциональных светодиодных матриц.

2.5. *Электролюминесценция гетероструктур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$.* В этом разделе приведены впервые полученные авторами результаты по получению и исследованию электрических и люминесцентных характеристик p — n -гетероструктур (ГС) $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ [25]. Анизотипные p — n -гетероструктуры создавались выращиванием ЭС p — $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ методом сублимации из паровой фазы на гранях (000 1) C монокристаллов n - SiC . Исследовались p — n -мезаструктуры с диаметром 150 мкм, создаваемые плазмохимическим травлением. Изучены вольт-фарадные (ВФХ), вольт-амперные (ВАХ) характеристики и электролюминесценция в зависимости от температуры и плотности тока через ГС.

Установлено, что зависимость C^{-2} от приложенного напряжения для ГС с $0.1 \leq x \leq 0.54$ носит линейный характер, присущий резким анизотипным гетеропереходам.

Результаты исследований температурной зависимости вольт-амперных характеристик в диапазоне 290—550 К показали, что они являются типичными для ВАХ анизотипных гомопереходов на основе SiC .

Гетероструктуры p — $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ — n - SiC обладали эффективной электролюминесценцией при комнатной температуре. Спектры состояли из двух полос, положение максимума и относительная интенсивность которых зависели от состава эпитаксиального слоя $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ и величины прямого или обратного тока через p — n -переход. На рис. 7 приведены спектры электролюминесценции гетероструктур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ с $x=0.05, 0.24$. Видно, что при малых токах через структуру (кривые 1, 2) спектр состоит из двух полос: интенсивных полос с максимумами при энергиях $h\nu_{\text{max}}=2.25$ (кривая 1), $h\nu_{\text{max}}=2.62$ (кривая 2) и коротковолновых с $h\nu_{\text{max}}=2.52$ (кривая 1') и $h\nu_{\text{max}}=3.1$ эВ (кривая 2'). По-видимому, длинноволновые полосы, характерные для SiC , возникают за счет инжекции дырок из широкозонного твердого раствора в относительно более узкозонную подложку SiC . Коротковолновые полосы обусловлены излучением эпитаксиального слоя $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ вблизи гетерограницы.

С увеличением уровня инжекции интенсивность коротковолнового излучения, происходящего в твердом растворе, растет быстрее, чем в подложке, а спектр излучения в целом сдвигается в область больших энергий. При этом, как видно из рисунка, полоса излучения эпитаксиального слоя шире, чем подложки. Это связано с неоднородностью состава $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ по толщине, статистическим распределениям атомов в твердом растворе и как следствие уширением примесных уровней. При обратном смещении (кривая 3) спектр

излучения еще более упирается и сдвигается в коротковолновую область ($h\nu_{\max}=3.26$ эВ при $x=0.24$). По-видимому, это обусловлено расширением слоя объемного заряда в основном в сторону высокоомного эпитаксиального слоя и возрастанием вклада твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ в спектр излучения.

Сравнение спектров электролюминесценции гетероструктур и фото- и катодолуминесценции слоев $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ показывает, что независимо от способа возбуждения характерные для $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ полосы сохраняются, что указывает на одинаковую природу излучения. Полученные результаты показывают принципиальную возможность применения $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ в качестве эффективных инжекторов неосновных носителей заряда в карбид кремния, а также

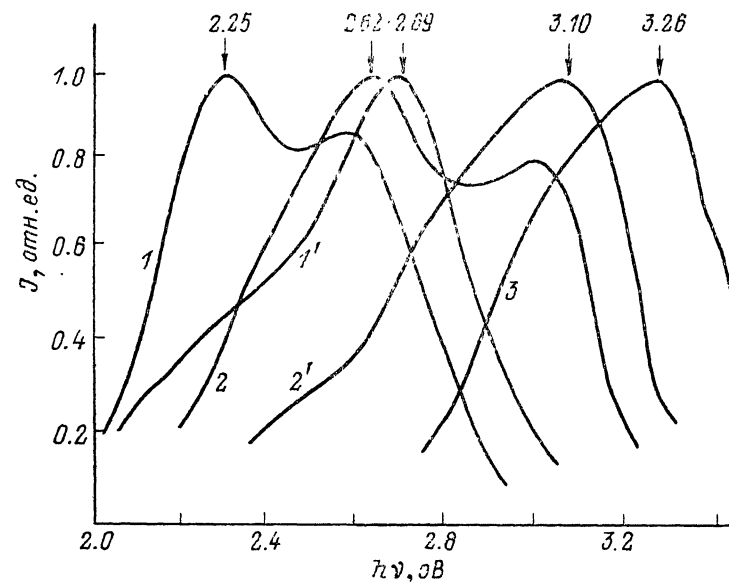


Рис. 7. Спектры ЭЛ гетероструктур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$.

1, 1' — $x=0.05$; 1, 2 — $I=3$ μA , 1', 2' — $I=20$ μA — прямой ток. 2, 2', 3 — $x=0.24$; 3 — $I=30$ μA — обратный ток.

создания на основе гетероэпитаксиальных $p-n$ -структур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ источников света с управляемым составом излучения в видимой и ультрафиолетовой областях спектра.

Заключение. Показана возможность управления составом, впервые методом сублимации получены эпитаксиальные слои твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ во всем диапазоне изменения x . Установлена область стабильного формирования политипной структуры $2H-(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ ($x \geq 0.2$ и $T \geq 2100$ K).

Определена область составов ($x \geq 0.7$), при которых происходит образование прямозонных твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Изучено влияние состава и длины волны лазерного излучения на люминесцентные свойства. Впервые получены и исследованы анизотипные варизонные гетероструктуры $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$. Показано, что они обладают эффективной электролюминесценцией в видимой и ультрафиолетовой областях спектра.

В заключение авторы выражают благодарность за проведенные измерения и обсуждение результатов работы А. Н. Пихтину, В. Н. Разбегаеву, Н. Д. Сорокину, Ш. А. Нурмагомедову, Д. К. Палчаеву и С. А. Ашурбекову.

Список литературы

- [1] Сорокин Н. Д., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // Тез. докл. III Всес. симп. по растровой электронной микроскопии и аналитическим методам твердых тел. Звенигород, 1981. 227 с.
- [2] Rutz R. // US. Pat. 1983. N 4. P. 382—387.
- [3] Cutler J. B. et al. // Nature. 1978. V. 275. N 5679. P. 434—435.

- [4] Ruh R., Zangvil A. // J. Amer. Ceram. Soc. 1982. V. 5. N 65. P. 260—265.
- [5] Rafaniello W., Plichta M. R., Virkar A. V. // J. Amer. Ceram. Soc. 1983. V. 4. N 66. P. 272—276.
- [6] Zangvil A., Ruh R. // J. Amer. Ceram. Soc. 1988. V. 10. N 71. P. 884—890.
- [7] Rafaniello W., Cho K., Virkar A. // J. Mater. Sci. 1981. N 12. P. 3479—3488.
- [8] Maeda K. et al. // J. FEE. Trans. Comp. Hybrids and Manuf. Techn. 1984. V. 7. P. 411—416.
- [9] Zangvil A., Ruh R. // Mat. Sci. End. 1985. V. 71. P. 159—164.
- [10] Darken L. S., Gurry R. W. // Physical chemistry of metals. N. Y., 1953. P. 86—89.
- [11] Chelicosky J. R. // Phys. Rev. B. 1979. V. 19. N 2. P. 686—693.
- [12] Simons G., Bloch A. // Phys. Rev. B. 1973. V. 37. N 6. P. 2754—2758.
- [13] Hascakyo M. // Phys. St. Sol. (a). 1973. V. 1. N 2. P. 497—501.
- [14] Johnson O., Schock R. // Acta Cryst. B. 1975. V. 31. P. 1482—1485.
- [15] Сафаралиев Г. К., Суханек Г. К., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // Изв. вузов АН СССР. Неорг. матер. 1986. Т. 22. В. 11. С. 1839—1841.
- [16] Суханек Г. К., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // Письма ЖТФ. 1983. Т. 9. В. 12. С. 737—739.
- [17] Philips I. // Bands and Bonds in semiconductors. N. Y., 1973. P. 288.
- [18] St. John I., Bloch A. // Phys. Rev. Lett. 1974. V. 33. N 18. P. 1095—1102.
- [19] Нурмагомедов Ш. А., Сафаралиев Г. К., Сорокин Н. Д., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // Изв. вузов АН СССР. Неорг. матер. 1986. Т. 22. В. 10. С. 1672—1674.
- [20] Рафаевич Н. Б., Цветков В. Ф., Комов А. Н., Лосевская С. Г. // Изв. вузов АН СССР. Неорг. матер. 1990. Т. 26. В. 5. С. 973—977.
- [21] Абилова Н. А., Мурлиева Ж. Х., Нурмагомедов Ш. А., Палчаев Д. К., Сафаралиев Г. К., Эфендиев А. З. // Mat. III Всес. сов. по физике и технологии широкозонных полупроводников. Махачкала, 1986. С. 39—40.
- [22] Нурмагомедов Ш. А., Разбегаев В. Н., Пихтин А. Н., Сафаралиев Г. К., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 1. С. 162—164.
- [23] Van-Vechten I. // Proc. X Int. Conf. Phys. Semicond. Cambridge, 1970. P. 602—606.
- [24] Абдуев А., Атаев Б., Ашурбеков С. А., Курбанов М. К., Нурмагомедов Ш. А., Сафаралиев Г. К. // Письма ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 12. С. 1095—1098.
- [25] Курбанов М. К., Сафаралиев Г. К., Разбегаев В. Н., Таиров Ю. М., Цветков В. Ф. // Тез. V Всес. конф. по физ. процессам в полупров. гетероструктурах. Калуга, 1990. С. 132—133.

Дагестанский государственный университет
им. В. И. Ленина
Махачкала

Получена 16.04.1991
Принята к печати 18.04.1991