

4H-SiC $p-i-n$ -диод, полученный совмещением сублимационной и газофазной эпитаксии

© Е.В. Богданова[¶], А.А. Волкова, А.Е. Черенков, А.А. Лебедев, Р.Д. Каканаков*, Л.П. Колакчиева*, Г.А. Саров*, Т.М. Чолакова*, А.В. Кириллов⁺, Л.П. Романов⁺

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

* Институт прикладной физики,

4000 Пловдив, Болгария

⁺ „Светлана-Электроприбор“,

194156 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 25 октября 2004 г. Принята к печати 10 ноября 2004 г.)

Показана возможность получения сублимационной эпитаксией в вакууме сильно легированных ($N_a - N_d \geq 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$) слоев p^+ -4H-SiC на основе выращенных методом CVD слабо легированных слоев n -4H-SiC. Показано, что оптимальным контактом к p -4H-SiC является контакт Au/Pd/Ti/Pd, который совмещает низкое удельное сопротивление ($\sim 2 \cdot 10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$) с высокой термической стабильностью (до 700°C). На основе полученных $p-n$ -структур были изготовлены корпусированные диоды с напряжением пробоя до 1400 В.

1. Введение

Известно, что карбид кремния (SiC), благодаря своим электрофизическим параметрам, является перспективным материалом для создания приборов СВЧ диапазона [1]. Однако долгое время не удавалось продемонстрировать преимущество SiC для создания СВЧ $p-i-n$ -диодов по ряду технологических и конструктивных причин, и прежде всего из-за отсутствия толстых (6–10 мкм) слабо легированных SiC-эпитаксиальных слоев, имеющих высокое структурное совершенство. Достигнутые к настоящему времени успехи в развитии газофазной эпитаксии (CVD) позволяют получать слои n -4H-SiC необходимого уровня легирования и толщины. Однако задачи низкоомных и термостабильных контактов к 4H-SiC p -типа и защита периферии $p-n$ -перехода от поверхностного пробоя продолжают оставаться актуальными и на сегодняшний день.

Проблема формирования низкоомных контактов к 4H-SiC p -типа обусловлена большой шириной запрещенной зоны SiC (3.2 эВ для 4H-SiC). Известно, что удельное контактное сопротивление зависит от степени легирования слоя, к которому создается контакт. Теоретические расчеты и экспериментальные исследования показали, что для получения сопротивления порядка $10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ нужна концентрация легирующих примесей выше 10^{19} см^{-3} [2]. Известно, что максимальная концентрация электрически активных акцепторов достигается в слоях p -SiC, выращенных методом сублимационной эпитаксии [3]. Таким образом, задачей настоящей работы было выращивание методом сублимационной эпитаксии p^+ -4H-SiC эмиттера на основе слабо легированного n -4H-SiC CVD слоя, для получения $p-n$ -структуры, пригодной для формирования на ее основе СВЧ $p-i-n$ -диода.

Другой задачей была оптимизация послеростовой технологии формирования 4H-SiC $p-i-n$ -диода для получения низкоомных и термостабильных контактов и снижения вероятности поверхностного пробоя.

2. Эпитаксиальный рост эмиттерных слоев p^+ 4H-SiC

Эпитаксиальный рост осуществлялся методом сублимации в вакууме (SEV) [4] при температуре $T = 1900^\circ\text{C}$ из источника, легированного алюминием. Остаточное давление в камере в процессе роста составляло $3 \cdot 10^{-6} - 5 \cdot 10^{-6} \text{ Торр}$, скорость роста слоев $\sim 1 \text{ мкм}$ в минуту.

Исходными образцами служили коммерческие $n-n^+$ -структуры производства фирмы Cree. Слабо легированный n -слой ($N_d - N_a = 3.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) толщиной 6 мкм был выращен на „кремниевой“ грани подложки 4H-SiC с n -типа проводимостью ($N_d - N_a = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$).

Для получения качественных $p-i-n$ -диодов p^+ -слой должен был быть легирован до концентраций $N_a - N_d \geq 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ и иметь толщину $\sim 1-2 \text{ микрона}$ (для уменьшения последовательного сопротивления диода). Кроме того, было необходимо получить качественную металлургическую границу между областями n - и p -типа проводимости для избежания токов утечки.

Подобная задача была нами ранее решена для 6H-SiC [5]. В случае 4H-SiC задача усложнялась большим углом разориентации поверхности исходного CVD эпитаксиального слоя (8°) по сравнению с 6H-SiC ($\sim 3^\circ$). Большой угол разориентации увеличивал скорость роста SEV эпитаксиальных слоев при тех же технологических условиях, что могло привести к снижению уровня легирования растущего слоя атомами алюминия.

[¶] E-mail: LeBog@mail.ioffe.ru

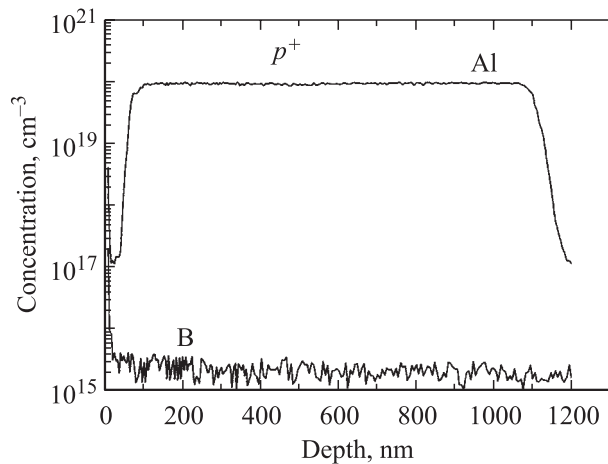


Рис. 1. ВМС профиль p^+ -слоя.

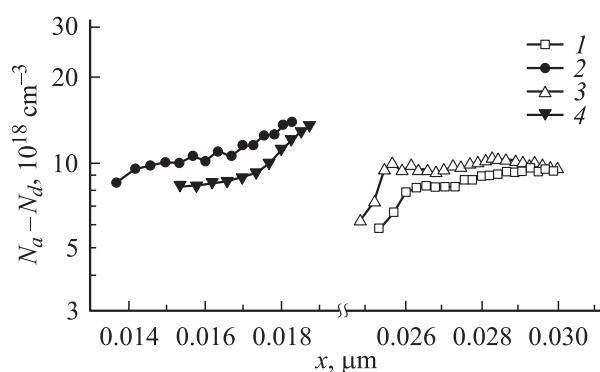


Рис. 2. Профили распределения концентрации $Na - Nd$ для образцов S-480, S-481. 1, 3 — до окисления; 2, 4 — после окисления и химического удаления окисла.

Оптимизация процесса SEV по температурному градиенту внутри ростовой ячейки и по абсолютному значению температуры роста позволила найти технологические параметры, при которых вышеуказанные задачи были решены. Для улучшения качества металлургической границы $p-n$ -перехода использовалось доростовое полирующее сублимационное травление исходного n -слоя *in situ* за счет смены знака градиента внутри ячейки роста [4].

Толщины выращенных эпитаксиальных слоев определялись с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM) по плоскости скола исследуемого образца [6] и составляли 1.1–1.2 мкм. Атомарная концентрация алюминия в слоях измерялась методом ВМС и составила $\sim 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1).

Концентрация и распределение электрически активных примесей в выращенных слоях определялись из вольт-фарядных характеристик ($C-V$). Измерения проводились с помощью ртутного зонда при частоте синусоидального сигнала 1 кГц. Было обнаружено, что на поверхности выращенных слоев образуется тонкая слабо легированная пленка (рис. 2, кривая 1, 3). Увеличение

концентрации Al в ростовом источнике не приводило к исчезновению данной пленки и лишь ухудшало морфологию слоя.

Дополнительные исследования показали, что образование данной пленки происходит на заключительном этапе роста, после отключения нагрева тигля. За счет термической инерционности аппаратуры температура внутри ростовой ячейки падала не мгновенно, что приводило к продолжению роста при изменяющемся соотношении Si/C в паровой фазе. Как было показано ранее [7], изменение соотношения Si/C при прочих равных условиях приводит к значительному изменению концентрации основной легирующей примеси в растущем слое.

Наличие подобной пленки могло привести к увеличению удельного сопротивления омических контактов (ρ_c) к данному слою. Для избежания этого, после роста проводилось термическое окисление образцов в парах сухого кислорода при температуре 1150°C в течение 3 ч с последующим удалением окисла химическим путем. Как видно из рис. 2 (кривые 2, 4), дополнительная обработка позволила избавиться от слабо легированной пленки и повысить поверхностную концентрацию акцепторной примеси в 2–3 раза.

3. Изготовление $p-i-n$ -диодов

3.1. Формирование меза-структур

Известно, что пробивное напряжение реальных $p-n$ -переходов может оказаться ниже теоретически ожидаемого за счет развития поверхностного пробоя. Для снижения вероятности поверхностного пробоя используются различные геометрии меза-структур, уменьшающие напряженность электрического поля на поверхности по сравнению с объемом полупроводника. В данной работе для защиты $p-n$ -перехода от поверхностного пробоя использовалась ступенчатая геометрия меза-структуры [8,9] (рис. 3). Формирование меза-структуры

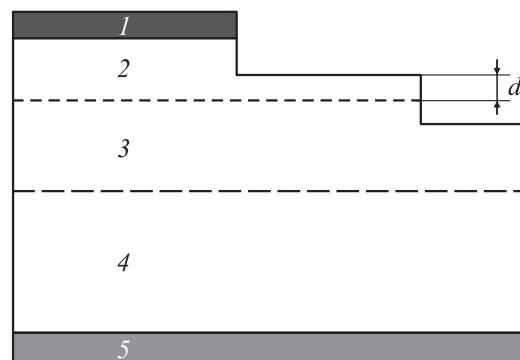


Рис. 3. Поперечное сечение диодной меза-структуры. 1 — омический контакт к 4H-SiC p^+ -слою, 2 — 4H-SiC-эпитаксиальный слой p^+ -типа, 3 — 4H-SiC-эпитаксиальный слой n -типа, 4 — 4H-SiC n^+ -подложка, 5 — омический контакт к 4H-SiC n^+ -подложке.

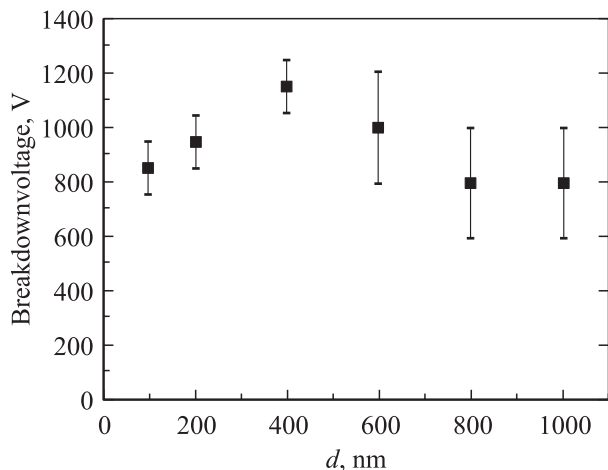


Рис. 4. Зависимость напряжения пробоя $p-i-n$ -структуры от толщины расширенного p^+ -слоя.

осуществлялось методом плазмохимического травления в вакуумной установке с седловидным электрическим полем в реакционной камере, возбуждаемым от источника постоянного тока. В камеру источника вводился газ SF_6 с добавлением O_2 (20%). Рабочее давление в вакуумной камере составляло $2 \cdot 10^{-3}$ Торр. Скорость травления p^+ -слоя составляла $40 \text{ \AA}/\text{мин}$, скорость травления слоев n -типа была выше ($50 \text{ \AA}/\text{мин}$). Травление p^+ -слоя образцов осуществлялось поэтапно и после каждого этапа измерялось напряжение пробоя структуры.

На рис. 4 представлены экспериментальные результаты зависимости напряжения пробоя U_{br} от толщины d двухступенчатой p^+ -области $p-i-n$ -структуры. Видно, что в процессе травления напряжение пробоя диодных структур увеличивается от 700–900 до 1100–1200 при толщине протравленного p^+ -слоя 400 нм, а для отдельных образцов — до 1400. Важно отметить, что эти результаты получены при измерении на воздухе и без использования диэлектрического покрытия.

3.2. Формирование омических контактов к 4H-SiC

Омический контакт к n^+ -подложке представлял собой композицию металлов: Ni(100 нм)/Au(200 нм). После напыления образцы отжигались для формирования омического контакта. Отжиг проводился в реакторе с резистивным нагревом при температуре 900°C в течение 5 мин. Величина удельного контактного сопротивления составила $1.8 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

Ранее было показано, что при получении низкоомных контактов к 4H-SiC p^+ -типа хорошие результаты дает использование Pd в составе контактной металлизации [10,11].

Для формирования низкоомных контактов к p^+ -слою были исследованы три типа контактных систем на основе Pd: Au (100 нм)/Pd (80 нм); Au (100 нм)/Pd (80 нм)/Ti (20 нм)/Pd (10 нм); Au (100 нм)/Pd (67 нм)/Al (33 нм).

Pd наносился методом электронно-лучевого испарения в вакууме $1 \cdot 10^{-6}$ Торр. Ti и Al осаждали методом магнетронного распыления в атмосфере Ar при давлении $3 \cdot 10^{-3}$ Торр. Au наносилось методом термического испарения в вакууме $1 \cdot 10^{-6}$ Торр. Контактные площадки формировались при помощи взрывной фотолитографии. Для получения оптимального режима формирования омических контактов исследовалась зависимость удельного сопротивления от температуры отжига в интервале $600\text{--}950^\circ\text{C}$. Время отжига при каждой температуре составляло 5 мин. Удельное контактное сопротивление измерялось TLM-методом (transmission line model) на структурах с пятью контактными площадками. В таблице представлена зависимость удельного контактного сопротивления от температуры отжига.

Зависимость удельного сопротивления состава контакта от температуры отжига и температуры старения

Температура отжига, $^\circ\text{C}$	Удельное сопротивление, $\text{Ом} \cdot \text{см}^2$		
	Au/Pd	Au/Pd/Al	Au/Pd/Ti/Pd
600	$7 \cdot 10^{-4}$	—	—
650	$5 \cdot 10^{-4}$	—	—
700	$3 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-3}$
750	$2 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-4}$
800	$1 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$
850	$4 \cdot 10^{-5}$	$7 \cdot 10^{-5}$	$9 \cdot 10^{-5}$
900	$5 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-5}$
950	—	$5 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-5}$
Температура старения, $^\circ\text{C}$			
20	$4 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$3 \cdot 10^{-5}$
500	$5 \cdot 10^{-5}$	$3.8 \cdot 10^{-5}$	$2.7 \cdot 10^{-5}$
600	$1 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$3.2 \cdot 10^{-5}$
700	$2 \cdot 10^{-4}$	$4.2 \cdot 10^{-5}$	$3.2 \cdot 10^{-5}$

Для успешной работы SiC-приборов также необходимо решить задачу стабильности омических контактов при высоких температурах и уровнях коммутируемой мощности. Термическая стабильность полученных контактов исследовалась в температурном диапазоне от 500 до 700°C (см. таблицу). Как видно из таблицы, оптимальным контактом к 4H-SiC p -типа является контакт Au/Pd/Ti/Pd, который совмещает низкое удельное сопротивление с высокой термостабильностью.

3.3. Корпусирование 4H-SiC $p-i-n$ -структур

После формирования диодных структур пластина разрезалась на отдельные кристаллы (чипы) размером 0.6×0.6 мм. Предварительно измеренные диодные структуры припаивались в корпус M15 с использованием припоя Au 88%Ge 12% при температуре 360°C в атмосфере чистого азота. Контакт между корпусом диода и p^+ -областью осуществлялся Au-проволокой толщиной 25 мкм методом термокомпрессии. Контрольные измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) диодов

после монтажа не показали каких-либо изменений в параметрах приборов.

Обратные характеристики $p-i-n$ -диодов в корпусах, измеренные при комнатной температуре, представлены на рис. 5. Обратные токи большей части исследованных диодов находятся в области, заключенной между двумя кривыми, представленными на рисунке. Различие в ходе кривых не оказывает влияния на напряжение пробоя диодов, при 1100 В обратные токи не превышают 1 мкА. При напряжении 1100–1200 В наблюдается поверхностный электрический пробой, величина которого несколько меньше, чем величина расчетного объемного пробивного напряжения.

На вставке рис. 5 представлены типичные ВАХ изготовленных $p-i-n$ -диодов в прямом направлении для двух диаметров мезы — 130 и 80 мкм, измеряемые при комнатной температуре.

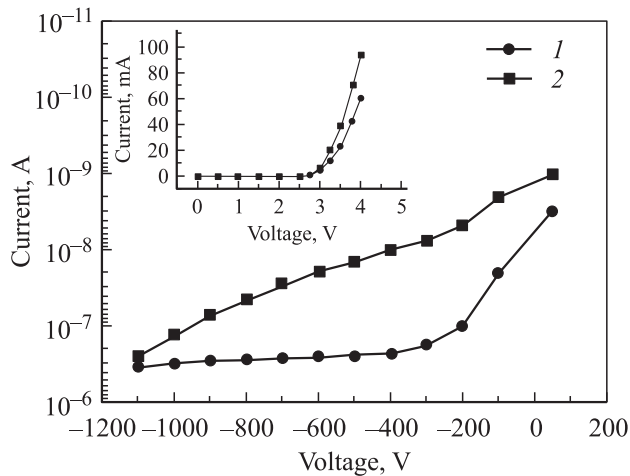


Рис. 5. Вольт-амперные характеристики 4H-SiC $p-i-n$ -диодов с различным диаметром мезы, мкм: 1 — 130, 2 — 80.

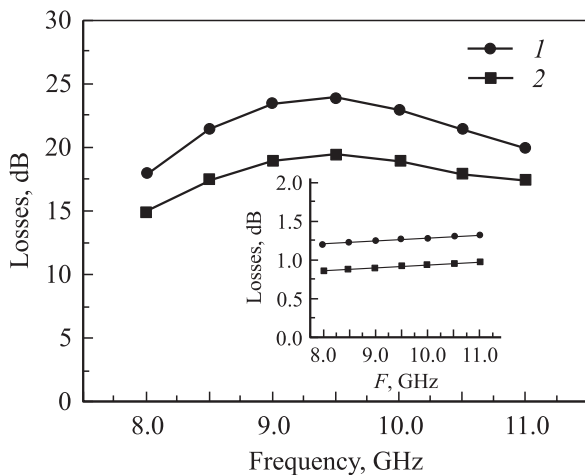


Рис. 6. Частотные характеристики затухания и вносимых потерь SiC $p-i-n$ -диодных переключений d , мкм: 1 — 130, 2 — 80.

Полученные корпусные SiC $p-i-n$ -диоды были исследованы в волноводном переключателе X-диапазона. При этом были получены потери запираия 24 дБ (рис. 6) при величине потерь пропускания 1.2 дБ (рис. 6, вставка) в случае применения диода с диаметром меза-структуры 130 мкм и 20 дБ и 0.9 дБ соответственно для диодов с диаметром меза-структуры 80 мкм. Проверка работоспособности образцов переключателей на высоком уровне мощности показала их устойчивость при входной мощности до 1.0–1.5 кВт в импульсном режиме.

4. Заключение

В результате проделанной работы показана возможность получения 4H-SiC $p-n$ -структур выращиванием p^+ -эмиттеров методом SEV на основе предварительно выращенного методом CVD слабо легированного слоя n -типа проводимости. За счет оптимизации послеростовой технологии на основе данных структур были изготовлены 4H-SiC $p-i-n$ -диоды с напряжением пробоя до 1400 В, на базе которых были созданы экспериментальные образцы переключателей на импульсную мощность 1–1.5 кВт в X-диапазоне. Дальнейшее улучшение параметров разработанных приборов может быть достигнуто за счет разработки эффективной защиты периферии меза-структуры диэлектрическими пленками.

Данная работа была выполнена при частичной поддержке гранта ИНТАС–01-603.

Список литературы

- [1] А.С. Тагер. Изв. вузов СССР, **22** (10), 6 (1979).
- [2] J. Crofton, P.A. Barnes, J.R. Williams. Appl. Phys. Lett., **62**, 384 (1993).
- [3] Ю.А. Водаков, Е.Н. Мохов. ФТТ, **41** (5), 822 (1999).
- [4] N.S. Savkina, A.A. Lebedev, D.V. Davidov, A.M. Strel'chuk, A.S. Tregubova, M.A. Yagovkina. Mater. Sci. Eng., **B61–62**, 165 (1999).
- [5] А.А. Лебедев, А.А. Мальцев, Н.К. Полетаев, М.Г. Растегаяева, Н.С. Савкина, А.М. Стрельчук, В.Е. Челноков. ФТП, **30**, 1805 (1996).
- [6] В.А. Соловьев, М.П. Михайлова, К.Д. Моисеев, М.В. Степанов, В.В. Шерстнев, Ю.П. Яковлев. ФТП, **32**, 1300 (1998).
- [7] D.J. Larkin, P.G. Neudeck, J.A. Powell, L.G. Matus. Appl. Phys. Lett., **65**, 1659, (1994).
- [8] X. Li, K. Tone, L. Hui, P. Alexandrov, L. Fursin, J.H. Zhao. Mater. Sci. Forum, **338–342**, 1375 (2000).
- [9] G. Sarov, T. Cholakova, R. Kakanakov. Mater. Sci. Forum, **457–460**, 1005 (2004).
- [10] L. Kassamakova, R. Kakanakov, I. Kassamakov, N. Nordel, S. Savage, B. Hjorvarsson, E. Svedberg, L. Abom, L. Madsen. IEEE Trans. Electr. Dev., **46**, 605 (1999).
- [11] E.V. Kalinina, G.F. Kholuyanov, A.V. Shchukarev, N.S. Savkina, A.I. Babanin, M.A. Yagovkina, N.I. Kuznetsov. Diamond and Related Materials, **8**, 1114, (1999).

Редактор Л.В. Беляков

4H-SiC *p-i-n*-diode obtained by combination of the physical epitaxy and CVD

E.V. Bogdanova, A.A. Volkova, A.E. Cherenkov, A.A. Lebedev, R.D. Kakanakov, , L.P. Kolaklieva,* , G.A. Sarov,* , T.M. Cholakova,* , A.V. Kirilov,+ , L.P. Romanov+*

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

*Institute of Applied Physics,
4000 Plovdiv, Bulgaria

+Svetlana-Electropribor,
194156 St. Petersburg, Russia

Abstract Possibility of the utilization of the sublimation epitaxy in vacuum for obtaining of heavily doped ($N_a - N_d \geq 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) p^+ -4H-SiC epilayers on the base of n -4H-SiC lightly doped epilayers grown by CVD was shown. Au/Pd/Ti/Pd contact to p -4H-SiC is found to be an optimal systems as since combines low contact resistivity ($\sim 2 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$) and high thermal stability (up to 700°C). The package diodes having breakdown voltage up to 1400 V, using p - n -structure grown was produced.