

06;12

Исследования термической стабильности и радиационной стойкости диодов Шоттки на основе карбида кремния

© А.В. Афанасьев, В.А. Ильин, И.Г. Казарин, А.А. Петров

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет,
197376 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: luch@cm.etu.spb.ru

(Поступило в Редакцию 21 июля 2000 г.)

Изготовлены диодные структуры с барьером Шоттки Pt–W–Cr–SiC, сохраняющие свои электрофизические параметры до температуры 450°C. Методом электронной оже-спектроскопии показано, что термическая стойкость обусловлена использованием многослойной металлической композиции, обеспечивающей стабильность границы раздела металл–карбид кремния. Проведены радиационные испытания полученных поверхностно-барьерных структур. Экспериментально установлено, что в диапазоне концентраций $N_d - N_a = 10^{16} - 5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ при комплексном воздействии быстрыми нейтронами и сопутствующим γ -излучением дозами $4.42 \cdot 10^{15} \text{ neutr./cm}^2$ и $8.67 \cdot 10^5 \text{ R}$ соответственно необратимые изменения характеристик барьерных структур происходят при концентрациях $N_d - N_a \leq 8 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$. При этом деградация характеристик тем больше, чем меньше уровень легирования материала.

В настоящее время проводятся целенаправленные работы по созданию приборов экстремальной электроники на основе карбида кремния. Неотъемлемой частью этих приборов являются контактные системы, которые должны сохранять свои электрические характеристики в условиях высоких температур и интенсивных потоков ионизирующих излучений.

Влияние термического отжига на свойства поверхностно-барьерных структур (ПБС) металл–карбид кремния (Me–SiC) исследовано в ряде работ [1–3], где в качестве барьерообразующих металлов использовались Au, Pt, Hf, Ni, Ti, Cr и др. Было установлено, что в результате воздействия высоких температур (300–700°C) в диодных структурах происходит необратимое изменение электрических характеристик. Это является причиной уменьшения диапазона рабочих температур. Например, данные по сохранению работоспособности диодов Шоттки на основе Au–SiC приводятся только до 300°C [4].

Очевидно, что термическая стабильность контактов, в первую очередь определяется свойствами границы раздела Me–SiC. Проблеме, связанной с поиском путей стабилизации параметров переходного слоя, посвящен ряд работ. Так, в [5] было показано, что для создания высокотемпературных выпрямляющих контактов перспективным является использование таких металлов, как Cr, W, Ta, Mo, а также многослойных систем на их основе. Данный вывод был сделан на основе оже-анализа профилей распределения элементов на границе раздела металл–SiC при высокотемпературной обработке контактных систем. Возможность использования диодной структуры Cr–SiC в качестве датчика температуры с сохранением линейности преобразования до 400°C была показана в [6].

Целью данной работы являлось получение диодов Шоттки на основе SiC, сохраняющих стабильность вольт-амперных характеристик (ВАХ) до температуры 450°C,

исследование факторов, которые обуславливают их термическую стабильность, а также радиационные испытания изготовленных структур.

В работе использовались монокристаллы *n*-SiC политипной модификации 6H с эпитаксиальными слоями ($N_d - N_a = 10^{16} - 10^{17} \text{ cm}^{-3}$), полученными методом сублимации в вакууме на грани (0001) Si [7]. Подготовка поверхности к нанесению металлов выполнялась по стандартной технологии. Финишная очистка поверхности осуществлялась кратковременной бомбардировкой ионами аргона с энергией $\sim 400 \text{ eV}$ непосредственно перед нанесением металлов. Омический контакт формировался нанесением пленки никеля толщиной $0.3 \mu\text{m}$ на *C*-грань SiC методом магнетронного распыления с последующим отжигом в вакууме при температуре 1000°C в течение 3 min. Напыление многослойной системы Cr–W–Pt проводилось в едином вакуумном цикле методом магнетронного распыления металлов на предварительно нагретые до 200°C подложки Si. Толщины металлических пленок составляли $0.1 - 0.15 \mu\text{m}$, а площадь выпрямляющего контакта — $5 \cdot 10^{-4} \text{ cm}^2$. Стабилизация электрофизических свойств диодных структур, рассчитанных на рабочие температуры до 450°C, обеспечивалась отжигом в вакууме при температуре 500°C в течение 10 min.

Измеренные вольт-фарадным методом на сформированных структурах высоты барьеров Шоттки составили $0.9 - 1.05 \text{ eV}$, что на $0.2 - 0.25 \text{ eV}$ меньше по сравнению с образцами, не проходившими высокотемпературную обработку. Это можно связать с наблюдавшимися экспериментально изменениями химического состава и структуры границы раздела металл–полупроводник.

Вольт-амперная характеристика ПБС, представленная на рис. 1, характеризуется коэффициентом выпрямления $K_r = 10^7$ при $U_{\pm} = 1 \text{ V}$ и 20°C, $K_r = 10^2$ при 400°C. Коэффициент неидеальности ВАХ при комнатной тем-

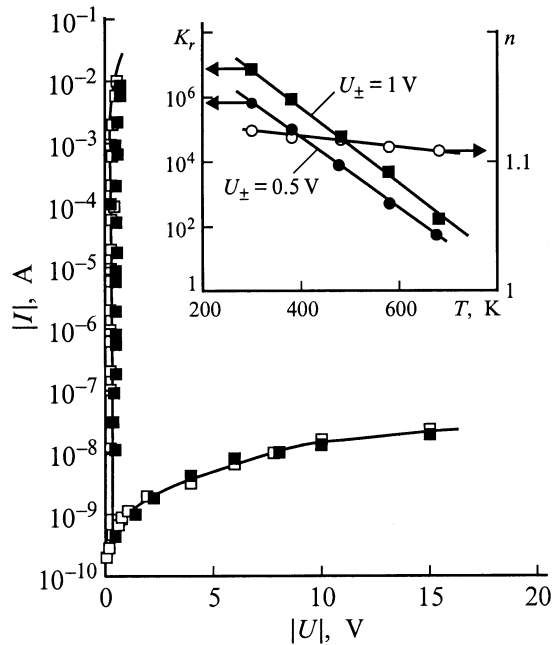


Рис. 1. Вольт-амперные характеристики ПБС Pt-W-Cr-SiC: □ — исходная структура, ■ — после отжига при 450°C в течение 50 h. На вставке — температурные зависимости коэффициентов выпрямления (K_r) и неидеальности (n) для данной структуры.

пературе составляет $n \sim 1.12$ и с ростом температуры уменьшается (вставка на рис. 1).

Температурная стабильность поверхностно-барьерных структур исследовалась путем термического отжига в вакууме в течение 50 h при температуре 450°C. Из ВАХ, измеренных при комнатной температуре (рис. 1), видно, что такая термообработка не приводит к изменению выпрямляющих свойств ПБС. Более того, последующий 10-минутный отжиг при температуре 700°C также не приводит к деградации электрических характеристик диодных структур. Представленные на рис. 2 результаты измерений концентрационных профилей систем Pt-W-Cr-SiC, полученные методом электронной оже-спектроскопии, свидетельствуют о несущественной трансформации границы раздела Cr-SiC, а также об эффективности вольфрамового барьера, препятствующего взаимной диффузии атомов платины и хрома.

В процессе температурной обработки как на этапе формирования диодной структуры, так и при длительном отжиге происходит образование переходных областей карбидов хрома, которые выделены штриховкой на рис. 2, *a, c*. Фазы карбидов хрома были идентифицированы на основе анализа тонкой структуры KVV-линий углерода (рис. 2, *b*). При этом характерных изменений формы линий кремния не наблюдалось. Данное обстоятельство свидетельствует об активационном характере диффузии с образованием карбидов хрома, препятствующих формированию силицидных фаз. Известно, что карбиды хрома обладают высокой термической стой-

костью [8]. Поэтому образующийся переходный слой протяженностью около 30 nm стабилизирует интерфейс металл-SiC и при рабочих температурах 450°C является эффективным диффузионным барьером.

Как отмечалось ранее, условия эксплуатации приборов экстремальной электроники предполагают возможность одновременного воздействия температуры и ионизирующего излучения. Поэтому представляло интерес провести исследования способности высокотемпературных диодов Шоттки сохранять свои параметры после воздействия высоких доз ионизирующих излучений. Очевидно, что основной вклад в изменение ВАХ прибора вносит модификация свойств полупроводника радиационными дефектами, возникающими после облучения. Особенности процессов дефектообразования в 6H-SiC, связанные с возникновением при облучении большого числа глубоких центров различной природы, а также высокие ($T \geq 1000^\circ\text{C}$) температуры отжига радиационных дефектов исключают возможность релаксации свойств диодов при рабочих температурах (400–600°C) [9]. В связи с этим необходимо было исследовать зависимость влияния исходного уровня легирования SiC на радиационную стойкость изготовления диодов Шоттки.

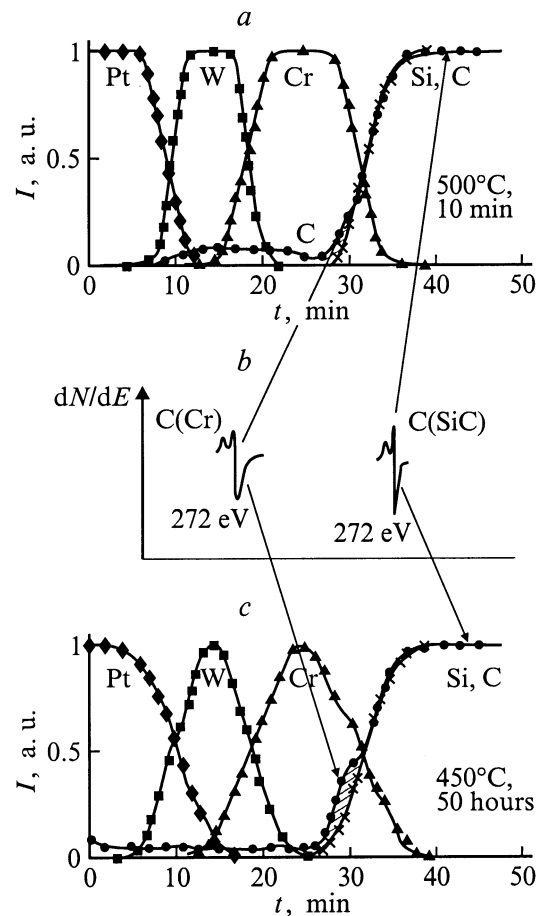


Рис. 2. Профили распределения элементов по глубине для системы Pt-W-Cr-SiC (*a, c*) и формы оже-линий углерода (KVV) в карбиде хрома и в карбиде кремния (*b*).

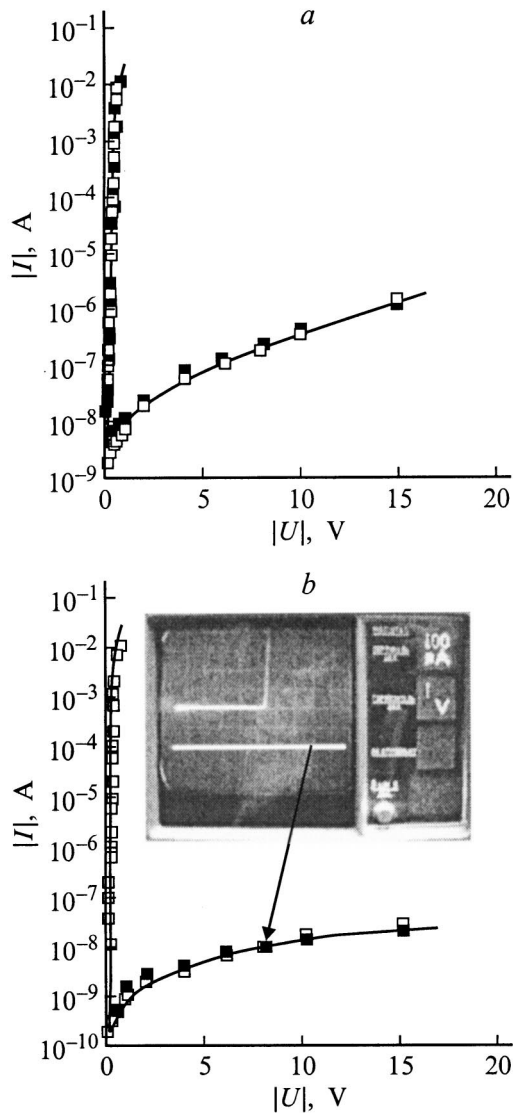


Рис. 3. ВАХ диодов Шоттки до (\square) и после (\blacksquare) облучения быстрыми нейтронами: *a* — структуры с исходной $N_d - N_a = 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, *b* — структуры с исходной $N_d - N_a = 10^{16} - 3 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

Для проведения радиационных испытаний были отобраны 3 типа образцов диодов Шоттки с уровнями легирования эпитаксиальных слоев 10^{16} , $3 \cdot 10^{16}$, 10^{17} cm^{-3} (тип 1, 2, 3 соответственно). Облучение образцов проводилось на импульсном реакторе БАРС- (СПЭЛС, Москва). Исследуемые образцы устанавливались в центральном канале реактора в заранее отградуированной точке с максимальным флюенсом частиц. Энергетический спектр нейтронов составлял (0.1–3.0) MeV. Одновременно с воздействием нейтронов образцы подвергались γ -облучению. При этом суммарный флюенс нейтронов составил $4.42 \cdot 10^{15} \text{ neutr./cm}^{-2}$, а доза сопутствующего γ -излучения $D_\gamma = 8.67 \cdot 10^5 \text{ R}$. После вылеживания и отжига при $T = 600^\circ\text{C}$ в течение 10 min проводились исследования электрофизических параметров и

характеристик диодов Шоттки методами нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней, вольт-фарадных измерений и измерений ВАХ.

Электрические измерения показали, что для структур типа 3 вид ВАХ не изменяется (рис. 3, *a*), а в образцах типа 1 и 2 происходят необратимые изменения характеристик (рис. 3, *b*) из-за существенного роста последовательного сопротивления, связанного с компенсацией материала радиационными дефектами. При этом отжиг при температуре 600°C не приводит даже к частичному восстановлению характеристик.

Оценка степени компенсации полупроводника радиационными дефектами была проведена вольт-фарадным методом (рис. 4). Концентрация нескомпенсированных доноров после облучения в структурах 3 определялась как

$$(N_d - N_a)' = (N_d - N_a) \text{tg}(\alpha_1) / \text{tg}(\alpha_2) \quad (1)$$

и составляла $(N_d - N_a)' = 7 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, а соответствующая концентрация компенсирующих центров была порядка $3 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

На основе экспериментальных результатов, полученных методом DLTS (вставка на рис. 4), и данных по глубоким центрам радиационной природы в 6H-SiC [9] установлено, что эффект компенсации при облучении и отжиге структур обусловлен глубокими центрами с энергиями активации 0.35 eV и 0.6–0.8 eV от дна зоны проводимости.

Таким образом, в результате проведенных исследований были изготовлены диодные структуры с барьером Шоттки Pt–W–Cr–SiC, сохраняющие свои электрофизические параметры при термообработке в течение 50 h при температуре 450°C . Термическая стойкость обусловлена использованием многослойной металлической композиции, обеспечивающей стабильность границы раз-

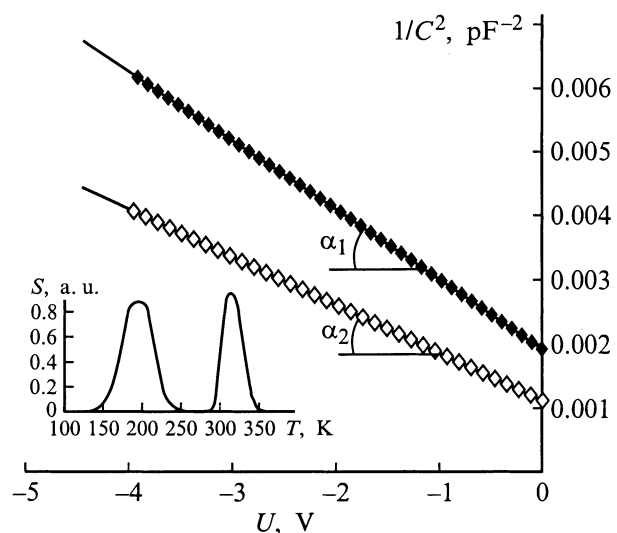


Рис. 4. Вольт-фарадные характеристики ПБС (тип 3) до (\blacklozenge) и после (\diamond) облучения. На вставке — DLTS спектры глубоких уровней в 6H-SiC диодной структуре после облучения.

дела Me–SiC. Радиационная стойкость структур Pt–W–Cr–SiC определяется исходным уровнем легирования полупроводника. Экспериментально установлено, что в диапазоне концентраций $N_d - N_a = 10^{16} - 5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ при комплексном воздействии быстрыми нейтронами и сопутствующего γ -излучения дозами $4.42 \cdot 10^{15} \text{ neutr./cm}^2$ и $8.67 \cdot 10^5 \text{ R}$ соответственно необратимые изменения характеристик барьерных структур происходят при концентрациях $N_d - N_a \leq 8 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$. При этом деградация характеристик тем больше, чем меньше уровень легирования материала.

Список литературы

- [1] *Waldrop J.R., Grant R.W.* // Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 62. P. 2685–2687.
- [2] *Вереничкова Р.Г., Санкин В.И.* // ФТП. 1988. Т. 22. Вып. 9. С. 1692–1695.
- [3] *Porter L.M., Davis R.F.* // Second International High Temperature Conf. Charlotte (North Carolina, USA), 1994. Vol. 1. P. XIII-3–XIII-8.
- [4] *Аникин М.М., Андреев А.Н., Лебедев А.А.* и др. // ФТП. 1991. Т. 25. Вып. 2. С. 328–333.
- [5] *Балландович В.С., Лучинин В.В., Петров А.А.* и др. // Петербургский журнал электроники. 1994. Т. 2. С. 47–51.
- [6] *Il'in V.A., Luchinin V.V., Petrov A.A.* et al. // Mat. Science and Eng. 1997. Vol. B46. P. 383–386.
- [7] *Lebedev A.A., Davydov D.V., Savkina N.S.* et al. // Mat. Science and Eng. 1999. Vol. B61–62. P. 165–169.
- [8] *Пашкин В.А., Ширяев А.М.* // Поверхность. 1992. № 3. С. 106–108.
- [9] *Il'in V.A., Ballandovich V.S.* // Defect and Diffusion Forum. Switzerland: Trans. Tech. Publ., 1993. Vol. 103–105. P. 633–644.