

УДК 621.315.592

**СВЕТОДИОДЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ,  
ОБЛУЧЕННОГО БЫСТРЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ****Ю. А. Водаков, А. И. Гирка, А. О. Константинов,  
Е. Н. Мохов, А. Д. Роевков, С. В. Свирида,  
В. В. Семенов, В. И. Соколов, А. В. Шишкин**

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021, Санкт-Петербург, Россия  
(Получена 8.04.1992. Принята к печати 10.04.1992)

Зеленые светодиоды (максимум излучения соответствует длинам волн 510+530 нм) изготовлены с использованием методики, включающей в себя облучение быстрыми электронами и последующий отжиг диодных структур на основе карбида кремния политипа 6H, изготовленных газофазной эпитаксией. Отмечается повышенное быстродействие таких светодиодов и линейность ток-яркостных характеристик в отличие от аналогичных светодиодов, полученных с помощью ионной имплантации алюминия.

Дефекты, возникающие в SiC при облучении частицами высоких энергий, могут образовывать центры эффективной излучательной рекомбинации [1-4]. Особый интерес представляет люминесценция с характерным спектром  $D_1$ , обусловленная рекомбинацией связанного экситона на некотором центре. В [2, 3] предполагается, что этим центром является дивакансия. Согласно [5], он представляет собой ассоциат ( $Si_i - V_C$ ). В пользу последнего свидетельства свидетельствует увеличение эффективности люминесценции со спектром  $D_1$  при повышении содержания избыточного кремния, вводимого в процессе выращивания слоев SiC [6]. Авторы работы [7] считают, что в состав люминесцентно-активного центра входит азот.

Люминесценция со спектром  $D_1$  сохраняется при термообработке до сравнительно высоких температур (1400÷1900 °C) [8], при которых отжигается в основном большая часть других радиационных дефектов, создающих в запрещенной зоне глубокие уровни. В результате оказывается возможным получение на основе люминесценции со спектром  $D_1$  эффективных светоизлучающих диодов (СИД).

Электролюминесцентные структуры для таких диодов формируют путем ионной имплантации алюминия в  $n$ -SiC [9, 10]. После имплантации проводится высокотемпературный отжиг, при котором конвертируется тип проводимости из электронного в дырочный и удаляются дефектные центры, являющиеся каналами безызлучательной рекомбинации. Спектральные характеристики таких СИД в первую очередь зависят от структуры политипа. Так, в случае политипа 6H максимум излучения находится в зеленой области ( $\lambda_{\max} = 530$  нм) [9], а в политипе 4H — перемещается в голубую область спектра [10]. К сожалению, вследствие малой глубины залегания ионно-имплантированного  $p$ - $n$ -перехода ( $< 0.1$  мкм) весьма велика вероятность испарения за время отжига  $p$ -слоя, особенно вблизи структурных или морфологических несовершенств поверхности,

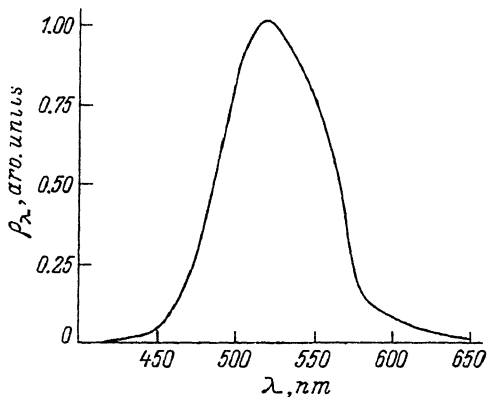


Рис. 1. Распределение спектральной плотности излучения  $\rho_\lambda$  6H-SiC-светодиода с центрами  $D_1$ , введенными при облучении быстрыми электронами.

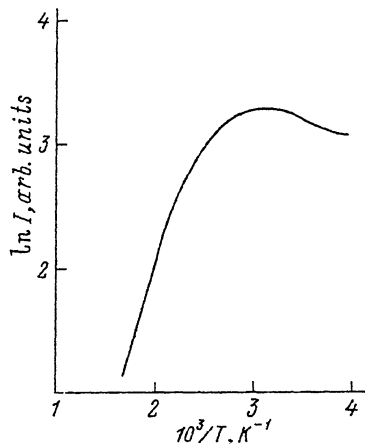


Рис. 2. Зависимость интегральной по спектру интенсивности электролюминесценции  $I$  6H-SiC-светодиода от температуры. Центры  $D_1$  вводились облучением быстрыми электронами.

что ведет к ухудшению рабочих характеристик СИД. Тем самым сильно затрудняется получение структур СИД большой площади, используемых в качестве основы для многоэлементных матриц.

В настоящей работе применен принципиально иной способ введения центров типа  $D_1$  в образцы SiC облучение потоком быстрых электронов. В отличие от [9, 10] здесь  $p$ - $n$ -переход создается заранее до облучения, и его качество практически не зависит от условий облучения и последующей термообработки. Кроме того, при облучении электронами повреждения решетки кристалла значительно слабее, чем при воздействии другими высокоэнергетическими частицами.

В работе приводятся параметры СИД, которые сравниваются с уже известными из литературы.

Структуры СИД формировались на подложках монокристаллического SiC политипа 6H  $n$ -типа проводимости. На них сублимационным «сэндвич-методом» [11] последовательно наращивались эпитаксиальные слои 6H-SiC  $n$ - и  $p$ -типа проводимости. Рост осуществлялся на грани (0001) C при температуре  $1700 \div 2300$  °C. Толщина наращивания слоев составляла  $3 \div 10$  мкм. Слой  $n$ -типа проводимости имел концентрацию нескомпенсированных доноров  $(N_D - N_A) = (0.8 \div 5) \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup>, слой  $p$ -типа был легирован в процессе роста примесей Al, содержание которого находилось на уровне  $10^{19} \div 10^{20}$  см<sup>-3</sup>. Далее образцы облучались в потоке быстрых электронов. В различных экспериментах доза облучения изменялась в пределах  $(0.1 \div 5) \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> при температуре облучения  $300 \div 1100$  К. Энергия электронов в пучке была не ниже 0.4 МэВ.

После облучения образцы подвергались термообработке, целью которой было прежде всего удаление из люминесцентно-активной области глубоких центров радиационного происхождения. Такие центры выявляются, в частности, при изучении электронно-облученных образцов SiC методом DLTS [12]. Далее на  $p$ -область диодных структур напылялись алюминиевые контакты, размерами  $0.4 \times 0.4$  мм, которые одновременно выполняли роль маски при последующем создании меза-структур травлением в расплаве QON. Периферийная часть  $p$ - $n$ -перехода защищалась слоем SiO<sub>2</sub>. На  $n$ -область наносился омический металлический контакт диаметром 150 мкм. После резки пластин на отдельные чипы размерами  $0.5 \times 0.5$  мм последние устанавливались с помощью электропроводящего клея или термокомпрессией на металлические рамки,  $p$ -областью

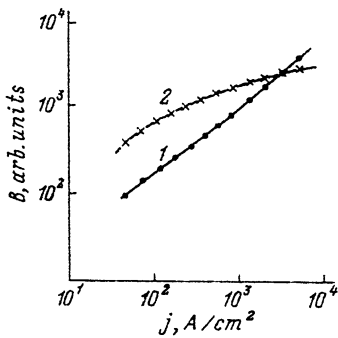


Рис. 3. Зависимость яркости излучения  $6H$ -SiC-светодиодов от плотности тока. Способ введения центров  $D_1$ . 1 — облучение быстрыми электронами, 2 — ионная имплантация алюминия. Измерения проводились в импульсном режиме возбуждения.

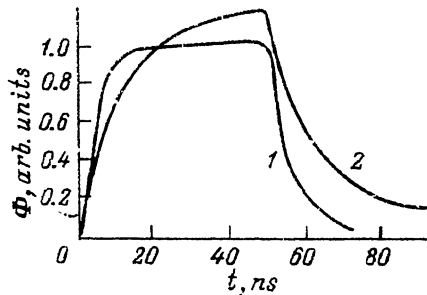


Рис. 4. Переходные характеристики интегральной мощности излучения  $\Phi$   $6H$ -SiC-светодиодов.  $j = 10^3$  А/см<sup>2</sup>. Способ введения центров  $D_1$ : 1 — облучение быстрыми электронами, 2 — ионная имплантация алюминия.

на отражатель. Свет выводился через  $n$ -область и торцевые грани чипа. Герметизация осуществлялась эпоксидным компаундом.

Типичный спектр излучения приготовленного таким образом СИД представлен на рис. 1. Видно, что максимум излучения при токе 20 мА находится в зеленой области и соответствует  $\lambda_{\max} = 520$  нм. Полуширина спектра — 70 нм. С уменьшением тока через  $p$ — $n$ -переход максимум излучения сдвигается в длинноволновую сторону.

Отметим, что максимум излучения зависит также от условий облучения и особенно от температуры последующего отжига, и его положение может изменяться от 505 до 535 нм. Это дает основание предположить, что наблюдаемый спектр обусловлен наложением как минимум двух полос излучения. Необходима дальнейшая работа для уточнения природы центров излучательной рекомбинации, ответственных за каждую из полос.

На рис. 2 дана зависимость интенсивности излучения СИД от температуры. Максимальная интенсивность излучения достигается при температуре, близкой к комнатной. При высоких температурах ( $T > 500$  К) энергия активации гашения составляет 280 мэВ. Следует, однако, отметить, что условия изготовления диодной структуры сильно влияют на характер гашения люминесценции. Так, в различных образцах максимальная интенсивность излучения наблюдалась при температуре 300÷400 К, и при этом энергия активации гашения менялась от 180 до 280 мэВ.

На рис. 3 показана ток-яркостная характеристика СИД, полученного путем облучения  $p$ — $n$ -перехода быстрыми электронами. Здесь же для сравнения приведена аналогичная зависимость для зеленого СИД, приготовленного традиционной методикой, в которой структура СИД формируется ионной имплантацией Al в  $n$ - $6H$ -SiC. Видно, что ток-яркостная характеристика СИД, изготовленных электронным облучением, близка к линейной. Яркость люминесценции  $B$  у этого типа СИД при низких плотностях тока ниже, чем у ионно-имплантированных  $p$ — $n$ -структур. Однако при высоких токах они обладают более высокой интенсивностью свечения (рис. 3).

Переходные характеристики различных типов СИД представлены на рис. 4. СИД, полученные электронным облучением, являются более быстродействующими по сравнению с ионно-имплантированными, т. е. имеют меньшие времена разгорания и спада люминесценции. Долговременная компонента спада в них выражена значительно слабее. Времена разгорания таких СИД менее 5 нс при высоких плотностях тока  $j > 3 \times 10^3$  А/см<sup>2</sup>.

Таким образом, путем введения центров излучательной рекомбинации за счет облучения  $p-n$ -переходов, приготовленных на базе политипа  $6H-SiC$ , можно получить весьма эффективные СИД с излучением в зеленой области спектра ( $\lambda_{\max} = 520 \div 530$  нм). Эти СИД имеют силу света  $\sim 10$  мкд при 20 мА и характеризуются более высоким быстродействием по сравнению с обычными СИД, получаемыми путем ионной имплантации Al [<sup>9, 10</sup>], и в отличие от последних имеют линейные ток-яркостные характеристики. Изучение спектров катодолуминесценции эпитаксиальных образцов  $6H-SiC$ , облученных быстрыми электронами [<sup>8</sup>], показывает, что после термообработки при  $T \approx 1200$  °С в них преобладает спектр  $D_1$ , аналогичный тому, что наблюдается и в ионно-имплантированных слоях SiC. Вместе с тем при электронном облучении  $p-n$ -переходов вблизи них, очевидно, не возникает широких компенсирующих прослоек, которые имеются в ионно-имплантированных структурах. В отличие от ионной имплантации при электронном облучении в кристалл в основном вводятся точечные дефекты. В числе этих дефектов, очевидно, относительно мало стабильных до высоких температур глубоких центров, ответственных за безызлучательную рекомбинацию, или ловушек с большими сечениями захвата электронов. В пользу такого заключения говорит и то обстоятельство, что образцы SiC обладают люминесценцией сразу же после облучения быстрыми электронами при комнатной температуре без отжига [<sup>12</sup>], в то время как в случае ионной имплантации эффективная люминесценция появляется только после термообработки при  $T > 1000$  °С. Упомянутым характером дефектов, возникающих при облучении электронами, очевидно, объясняется и линейность ток-яркостных характеристик, а также повышенное быстродействие электронно-облученных СИД.

В заключение отметим, что с помощью электронного облучения кристаллов SiC политипа  $4H$  могут быть получены голубые СИД с  $\lambda_{\max} = 480$  нм.

Авторы выражают благодарность А. А. Лепиевой, А. А. Мальцеву, А. В. Наумову, Р. Г. Вереничковой, А. Г. Остроумову за помощь в проведении экспериментов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] В. В. Макаров, Н. Н. Петров. ФТТ, 8, 1602 (1966).
- [2] L. Patrick, W. J. Choyke. Phys. Rev., 58, 3253 (1972).
- [3] А. П. Андреев, Э. Е. Виолин, К. Д. Демаков, Ю. М. Таиров, В. Е. Удальцов. ФТП, 51, 200 (1981).
- [4] В. В. Макаров. ФТТ, 9, 597 (1967).
- [5] Ю. А. Водаков, Г. А. Ломакина, Е. Н. Мохов, М. Г. Рамм, В. И. Соколов. ФТП, 20, 2153 (1986).
- [6] Ю. А. Водаков, Г. А. Ломакина, Е. Н. Мохов, В. Г. Одинг, М. Г. Рамм, В. И. Соколов. ФТП, 20, 1433 (1986).
- [7] Ю. М. Сулейманов, А. М. Грехов, В. М. Грехов. ФТП, 25, 1840 (1983).
- [8] В. С. Вавилов, Ю. А. Водаков, А. И. Иванов, Е. Н. Мохов, А. Д. Роенков, М. В. Чукичев, Р. Г. Вереничкова. ФТП, 25, 762 (1991).
- [9] В. М. Гусев, К. Д. Демаков, М. Г. Касагонова, М. Б. Рейфман, В. Г. Столярова. ФТП, 9, 1239 (1975).
- [10] В. М. Гусев, К. Д. Демаков, В. М. Ефимов, В. И. Ионов, М. Г. Касагонова, И. К. Прокофьева, В. Г. Столярова, Ю. Н. Чекушкин. ФТП, 15, 2430 (1981).
- [11] Yu. A. Vodakov, E. N. Mokhov, M. G. Ramm, A. D. Roenkov. Krist. Techn., 14, 729 (1979).
- [12] V. S. Ballandowich, G. N. Violina. Cryst. Latt. Def. Amorph. Mater. 13, 189 (1987).

Редактор Л. В. Шаронова