

Л. А. СВЕТЛИЧНАЯ, Н. Н. МОСКОВЧЕНКО,  
д. ф.-м. н. П. В. СЕРБА

Россия, Таганрогский радиотехнический университет  
E-mail: firefly2@mail.ru

Дата поступления в редакцию  
24.09 2004 г.

Оппонент д. ф.-м. н. Н. Е. КОРСУНСКАЯ  
(Ин-т физики полупроводников  
им. В. Е. Лашкарева, г. Киев)

## ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОРИСТОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

*Рассмотрены методы получения пористого карбида кремния, а также влияние режимов травления на морфологию пористого слоя.*

Интерес к исследованию пористых наноразмерных полупроводниковых структур материалов связан с квантово-размерными эффектами в нанокристаллах, одним из проявлений которых является широкополосная фотолуминесценция. Из полупроводниковых пористых материалов наиболее хорошо изученным является кремний. Для него получены зависимости параметров пористого слоя от технологических режимов [1, 2].

Изучение пористого карбида кремния началось несколько позже [3]. По сравнению с кремнием SiC содержит гораздо больше структурных дефектов, наличие которых оказывает существенное влияние на размер пор. Так, при использовании подложек, полученных модифицированным методом Лели [4], диаметр пор составлял 20 нм, а на более дефектных подложках (при тех же режимах травления) — 110 нм [5].

Работы по исследованию пористого карбида кремния сконцентрированы в следующих направлениях: разработка методов получения пористого карбида кремния, исследование фотолуминесцентных свойств, исследование структурных свойств. Целью статьи является обзор методов получения пористого карбида кремния, исследование его морфологии и влияния легирования подложки на параметры пористого слоя.

Основным методом формирования пористой структуры в SiC является метод электрохимического анодирования [6, 7]. В работе [6] использовались части коммерческой пластины 6H-SiC ( $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , фирма CREE), разориентированной на  $3,5^\circ$  по отношению к оси  $c$ . Противоположные грани пластины имели разную степень обработки: рабочая грань (0001)Si полировалась, противоположная грань — шлифовалась. Анодирование осуществлялось в электролите  $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} = 1:1:2$  при освещении поверхности образца источником ультрафиолетового света при трех значениях плотности тока — 20, 60 и 100  $\text{mA}/\text{cm}^2$ . Время травления подбиралось из условия прохождения одинакового заряда через подложки и составляло 15, 5 и 3 мин, соответственно. Толщина пористого карбида кремния (ПКК) и его морфология определялись на сканирующем электронном микроскопе (SEM) по сколу подложки.

В результате исследования было установлено, что приповерхностная часть слоя ( $\approx 20 \text{ нм}$ ) имеет структуру каналов, направленных под небольшими углами к поверхности пленки. На глубине от 0 до 1  $\mu\text{м}$  поры формируют густую разориентированную сеть каналов. По мере возрастания глубины структура пор выравнивается, становится перпендикулярной к поверхности и приобретает вид «елочек» (рис. 1). При этом существует четкая граница между подложкой и пористым слоем, что позволяет довольно точно определить толщину пористого слоя.

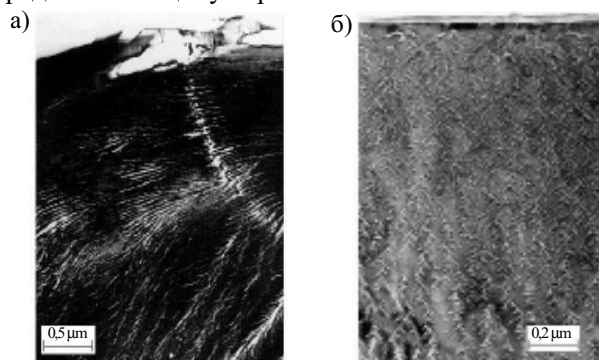


Рис. 1. Приповерхностные участки слоя пористого карбида кремния:

*a* — нестандартный вид с каналами, направленными под малыми углами к поверхности пленки; *b* — стандартное изображение слоя пористого карбида кремния

Исходные толщины ПКК при плотности тока 20, 60 и 100  $\text{mA}/\text{cm}^2$  при анодном травлении составляли 26, 18 и 16  $\mu\text{м}$ , соответственно, т. е. скорость роста слоя ПКК нелинейно увеличивалась с ростом плотности тока и составляла 1,73, 3,6 и 5,33  $\mu\text{м}/\text{мин}$ .

Травление в электролите не приводит к заметным изменениям поверхностной шероховатости. Среднеквадратическая шероховатость для исходных пластин 4H-SiC была 1,3 нм, а для проанодированной части этой же подложки составила 1,25 нм. Похожие результаты наблюдались и для 6H-SiC-подложек [8].

Нагрев пористого карбида кремния 6H-SiC в вакууме до  $2000^\circ\text{C}$  привел к изменению его структуры, особенно вблизи границ «ПКК—подложка». Поры не только укрупнились, но и изменилось их сечение. Наибольшие изменения вблизи нижней границы претерпел ПКК, приготовленный при плотности тока 100  $\text{mA}/\text{cm}^2$ . Необходимо отметить, что предложенная технология предусматривает эпитаксиальное полирующее травление по-

ристого SiC непосредственно перед ростом на нем эпитаксиального слоя. (Использование пористого SiC для выращивания эпитаксиального слоя является одним из применений пористого SiC. Его цель — уменьшение содержания дефектов в эпитаксиальном слое SiC.)

Сравнение толщин пористых слоев до и после высокотемпературного процесса роста позволяет предположить, что в течение сублимационного травления было удалено около 4 мкм пористого слоя. Следовательно, эпитаксиальный рост осуществлялся на ту часть ПКК, где поры выстроены в перпендикулярном направлении к поверхности образца. Однако исследования, проведенные авторами [8], говорят о том, что нагрев пористого SiC до температур свыше 1500°C приводит к отслаиванию эпитаксиального слоя от поверхности. Возможно, это было связано с тем, что нагрев проводился не в вакууме.

В работе [9] показано, что структура эпитаксиальных слоев карбида кремния зависит от структуры подложки. В случае несовершенной подложки SiC формирование пористого слоя не приводит к значительному улучшению структуры эпитаксиального слоя по сравнению с эпитаксиальными слоями, сформированными на непористом SiC. Однако использование пористых буферных слоев, сформированных на качественных подложках SiC, позволяет получать эпитаксиальные слои SiC со сниженной плотностью дислокаций и дефектов [10, 11].

В работе [12] изучалось влияние состава электролита, времени травления и плотности тока  $j$  на морфологию пористого слоя. Было установлено, что при увеличении времени травления с 2 до 20 мин концентрация пор увеличивается и начинается их слияние (рис. 2). Рост плотности тока при постоянном времени травления приводит к укрупнению пор, а также к увеличению их концентрации (рис. 3). Изменение состава электролита с  $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:1:1$  на  $\text{HF}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:1$  практически не повлияло на морфологию пористого слоя.

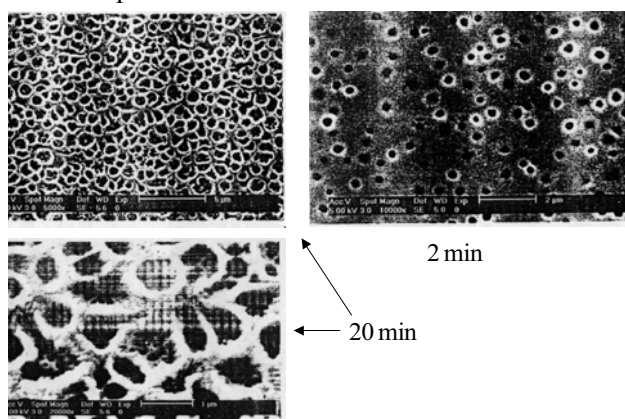


Рис. 2. SEM-изображения пористого слоя при различном времени травления (2 и 20 мин)

При получении слоя ПКК на подложке карбида кремния происходит инверсия знака изгиба подложки (исходно вогнутый образец становится выпуклым). Однако радиусы кривизны образцов с возрастанием плотности тока при анодном травлении практически не изменяются [3].

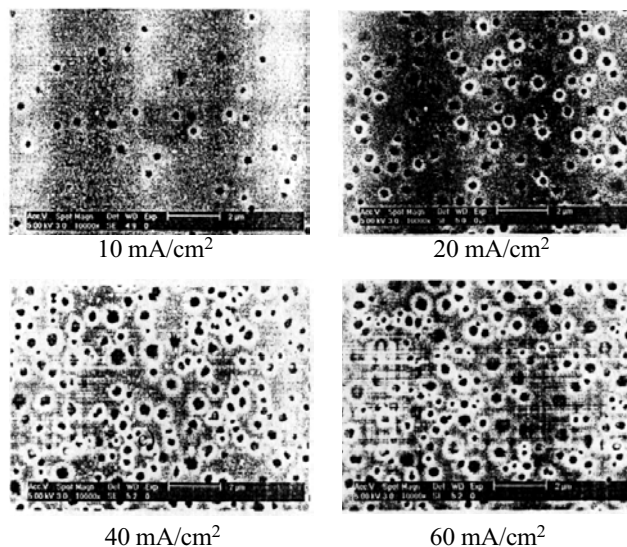


Рис. 3. SEM-изображения морфологии пористого слоя при плотностях тока 10, 20, 40 и 60 мА/см<sup>2</sup>

Значения радиусов кривизны  $R$  и рассчитанных из них биаксиальных напряжений  $\sigma_a$ , значения макродеформаций  $\epsilon_z$  вдоль нормали к поверхности образца, а также полуширины кривых отражения, полученные на двухкристальном (ДКД) и трехкристальном дифрактометре (ТКД), представлены в табл. 1. Структурное совершенство слоев контролировалось по поведению угловой ширины дифракционной кривой на половине максимума (FWHM). При измерениях на ТКД использовались  $\theta$ - и  $(\theta - 2\theta)$ -моды сканирования. Ширина диффузионного пика  $\omega_{ds}$  дает значение эффективного диаметра пор  $d$ . Радиусы кривизны рассчитаны из экспериментально измеренных радиусов с учетом изгиба исходной подложки до процесса роста вследствие разного качества обработки рабочей кремниевой (полированной) и тыльной углеродной (шлифованной) поверхностей подложки.

Таблица 1  
Результаты рентгеновских измерений слоев пористого карбида кремния до и после высокотемпературного роста эпитаксиальных слоев

Образец	$R$ , м	$\sigma_a$ , ГПа	$\epsilon_z$ , $10^{-3}$	ДКД		ТКД	
				$\omega/\omega_s$	$\omega_0$	$\omega_{\theta-2\theta}$	$\omega_{\theta-2\theta}$
				arcsec			
Исходная подложка	-3,40	—	—	22/-	20	6,8	
Подложка+эпитаксиальный SiC	+4,07	-1,34	+2,70	22/-	18	5,5	
ПКК (20 мА/см <sup>2</sup> )	+2,03	-0,21	+0,41	35/2144	34	7,9	
ПКК+эпитаксиальный слой SiC	+2,28	-0,20	+0,40	28/1010	25	7,6	
ПКК (60 мА/см <sup>2</sup> )	+1,82	-0,33	+0,66	37/2059	34	7,5	
ПКК+эпитаксиальный слой SiC	+2,14	-0,30	+0,60	30/811	24	6,5	
ПКК (100 мА/см <sup>2</sup> )	+1,90	-0,36	+0,72	38/1856	37	7,4	
ПКК+эпитаксиальный слой SiC	+2,28	-0,42	+0,84	46/683	40	5,9	

Рассчитанные по формуле Стоуни [13] биаксиальные тангенциальные напряжения в пористом карбиде кремния являются сжимающими, а рассчитанная по ним деформация вдоль нормали к поверхности образца  $\epsilon_z = \delta d/d$  имеет положительный знак.

При росте на исходной подложке эпитаксиально-го слоя SiC также изменяется знак изгиба образца, а

биаксиальные сжимающие напряжения в таком слое достигают значения  $\sigma_a = -1,34$  ГПа.

Формирование эпитаксиальных слоев SiC толщиной 0,5—3 мкм на пористом карбиде кремния не изменяет знака изгиба образца, но происходит некоторое увеличение его абсолютной величины в сравнении с пористым карбидом кремния на подложке до роста слоя. Расчет показывает некоторое снижение биаксиальных напряжений в эпитаксиальных слоях на пористом SiC в сравнении с пористым карбидом кремния на подложке для плотностей токов 20 и 60 мА/см<sup>2</sup>. В то же время для плотности тока 100 мА/см<sup>2</sup> напряжения в эпитаксиальном слое возросли в сравнении с пористым карбидом кремния.

Такое поведение макроизгиба образцов при формировании на пористом карбиде кремния тонких эпитаксиальных слоев SiC может быть связано с трансформацией структуры исходно-выращенного пористого карбида кремния. С этим, вероятно, и связано даже некоторое возрастание биаксиальных напряжений в эпитаксиальном слое, выращенном на пористом карбиде кремния (100 мА/см<sup>2</sup>) с максимальной пористостью. Как упоминалось выше, на этом образце, по данным SEM, произошли максимальные изменения структуры пористого слоя после отжига в вакууме. Необходимо также отметить и значительно меньшую толщину эпитаксиального слоя в этом случае (0,5 мкм).

В целом биаксиальные сжимающие напряжения в эпитаксиальных слоях на пористом карбиде кремния в 4,6 раза ниже, чем в слое, выращенном на исходной подложке карбида кремния.

Рентгеновские измерения дают значения пористости, близкие к значениям, полученным гравиметрическим способом, и величины эффективного диаметра пор  $d$ , полученные в тех же предположениях, что и в работе [14]: форма пор цилиндрическая, выходы пор на поверхность расположены в виде квадратичной решетки. Зная эти величины, можно определить объем и поверхность одной поры, а также количество пор  $N$ , приходящееся на 1 см<sup>2</sup> поверхности (табл. 2). При расчете было учтено, что объем удаленного SiC остается постоянным для всех исследуемых образцов, т. к. при анодном травлении заряд, проходящий через подложки, поддерживался постоянным. Это подтверждается тем фактом, что  $Ph \approx \text{const}$ . Очевидно, что  $Ph = NV$ .

Таблица 2

Характеристики слоев пористого карбида кремния до и после высокотемпературного роста эпитаксиальных слоев [4]

Параметр	$j=20$ мА/см <sup>2</sup>		$j=100$ мА/см <sup>2</sup>	
	До отжига	После отжига	До отжига	После отжига
$h$ , мкм	26	22	16	12
$P$ , %	11,3	—	20	—
$Ph$ , % · мкм	294	—	330	—
$d$ , мкм	$22 \cdot 10^{-3}$	$52 \cdot 10^{-3}$	$28 \cdot 10^{-3}$	$77 \cdot 10^{-3}$
$V$ , мкм <sup>3</sup>	$0,986 \cdot 10^{-2}$	$4,67 \cdot 10^{-2}$	$0,986 \cdot 10^{-2}$	$5,6 \cdot 10^{-2}$
$N$ , см <sup>-2</sup>	$3 \cdot 10^{10}$	$0,53 \cdot 10^{10}$	$3,25 \cdot 10^{10}$	$0,43 \cdot 10^{10}$
$S$ , мкм <sup>2</sup>	1,8	3,59	1,41	2,9

$h$  — толщина пористого карбида кремния;  $P$  — гравиметрическая пористость;  $d$  — диаметр поры;  $V$  — объем поры;  $N$  — количество пор;  $S$  — поверхность поры.

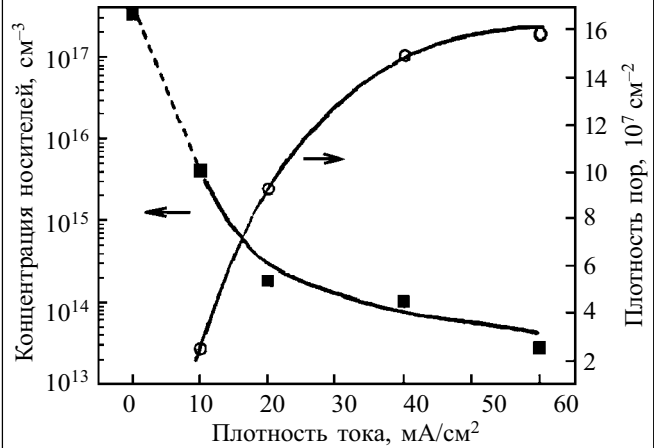


Рис. 4. Зависимость эффективной концентрации носителей и плотности пор от плотности тока травления

Из таблицы видно, что объем поры увеличивается с ростом плотности тока при анодном травлении, следовательно, и количество пор в данном диапазоне плотностей тока остается постоянным и приблизительно равным  $N \approx 3 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Отсюда следует, что рост пористости с ростом плотности анодного тока происходит не за счет возрастания количества пор в слое, а за счет увеличения эффективного диаметра пор. Поверхность же поры уменьшается с ростом плотности тока за счет уменьшения толщины пористого слоя с одновременным увеличением диаметра пор. Рост пористости с увеличением плотности анодного тока наблюдался также в работе [12] (рис. 4). На этом же рисунке показано, что с увеличением плотности тока эффективная концентрация носителей уменьшается.

По рентгеновским данным установлено, что в пределах точности измерений пористость не изменяется при отжиге пористого образца перед ростом на нем эпитаксиального слоя карбида кремния. В то же время (табл. 2) количество пор снижается, поверхность и объем одной поры вырастают. Этот факт можно объяснить перестройкой структуры пористого карбида кремния при высокотемпературном отжиге образцов, в результате которой произошло слияние отдельных пор с увеличением их диаметра, что видно на рис. 4. Можно предположить, что структурная перестройка вызвана сублимацией вещества внутри пор, а также существующими в пористом карбиде кремния механическими напряжениями.

**В**лияние уровня легирования на оптические характеристики пористого SiC было изучено в работе [15]. На сильно легированных азотом подложках пористые слои были зеленые и прозрачные, на слаболегированных — коричневые и непрозрачные. Причина этого явления в том, что поры, имея коэффициент отражения, отличный от коэффициента отражения основного материала, рассеивают свет.

В работе [16] для 6H-SiC  $n$ -типа проводимости, изготовленного методом Лели, было изучено влияние степени легирования подложки в интервале  $4 \cdot 10^{17} - 4,2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> на характеристики пористого слоя — диаметр пор, пористость, концентрацию пор. Было установлено, что в сильнолегированных подложках по сравнению со слаболегированными фор-

мируется пористый слой с порами меньшего диаметра и объема, но с большей (в несколько раз) концентрацией пор.

В работе были использованы 15 полированных подложек *n*-типа, легированных азотом в широком диапазоне концентраций. Концентрация нескомпенсированной примеси Nd–Na определялась по максимуму поглощения света в области  $\lambda=630$  нм. Сечение поглощения фотона на указанной длине волны можно оценить как  $\sigma=(5,32 \pm 0,5) \cdot 10^{-18}$  см<sup>2</sup>. Концентрация примеси, определенная таким образом, находилась в интервале  $4 \cdot 10^{17}$ — $4,2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>.

После нанесения омического контакта на С-грань подложки на Si-границе формировался пористый карбид кремния путем электрохимического травления в растворе HF:H<sub>2</sub>O:C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH=1:1:2. Травление проводилось с подсветкой ультрафиолетовым светом в течение 15 мин при плотности тока 20 мА/см<sup>2</sup>. Толщина пористого слоя на большей части образцов определялась с помощью сканирующего электронного микроскопа, пористость — гравиметрическим методом. Диаметр пор определялся рентгеновским методом [4]. (В отличие от метода анализа изотерм адсорбции газов при низких температурах, использованного в [2], рентгеновский метод не позволяет найти распределение пор по диаметрам на каждой подложке, а дает усредненный результат, зато его можно считать экспресс-методом, не загрязняющим образцы.) Рентгеновские измерения проводились на двухкristальном дифрактометре (ДКД) и CuK<sub>α1</sub>-излучении. Структурное совершенство слоев пористого карбида кремния контролировалось по поведению угловой ширины дифракционной кривой на половине максимума (FWHM) для симметричного брэгговского отражения (0006).

ДКД-кривые качания для всех образцов пористого карбида кремния на подложке SiC одинаковы по форме и состоят из узкого пика на широком диффузном фоне. Согласно [14], именно эта широкая низкоинтенсивная часть ДКД-кривой качания связана с диффузным рассеянием на пористой структуре, и ширина диффузного пика  $\omega_{ds}$  дает возможность вычислить значение эффективного диаметра пор. Известно, что поры в карбиде кремния растут елочкой, либо имеют вид цепочки тетраэдров [3, 4]. Тем не менее для анализа результатов рентгеновских измерений полезно ввести понятие эффективного диаметра пор  $d_{ef}$ , считая их цилиндрическими, а также считать, что выходы пор на поверхность расположены в виде квадратной сетки. Правомерность такого подхода подтверждается данными [4], где вычисленные из значений  $\omega_{ds}$  величины  $d_{ef}$  удовлетворительно согласуются с данными сканирующей электронной микроскопии. Зависимость  $d_{ef}$  и толщины слоя пористого карбида кремния от легирования подложки приведены на рис. 5.

Зная толщину пористого слоя  $h$ , пористость и  $d_{ef}$ , несложно вычислить объем одной поры и количество пор, приходящееся на 1 см<sup>2</sup> поверхности пористого карбида кремния. Поскольку формирование пористого карбида кремния для всех образцов проходило в одинаковом режиме, то масса, а значит, и объем удаленного травлением материала в пересчете на 1 см<sup>2</sup> был одинаков для всех образцов ( $\approx 1$  мг/см<sup>2</sup>). Таким

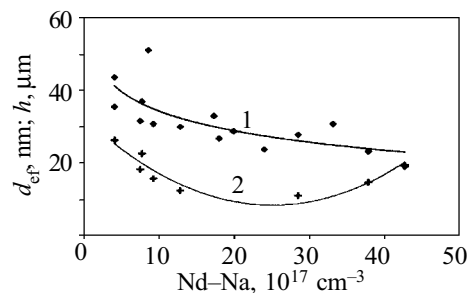


Рис. 5. Зависимость эффективного диаметра пор  $d_{ef}$  (1) и толщины пористого слоя  $h$  (2) от легирования подложки (плотность тока 20 мА/см<sup>2</sup>, время травления 15 мин)

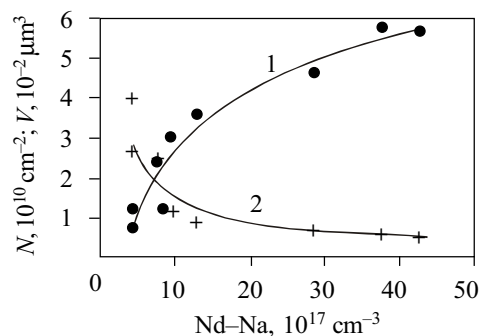


Рис. 6. Зависимость поверхностной концентрации пор  $N$  (1) и объема единичной поры  $V$  (2) от легирования подложки при тех же режимах травления

образом, полученные результаты должны зависеть только от легирования подложек и их дефектности.

Как видно из рис. 5, с ростом легирования подложек на порядок  $d_{ef}$  уменьшается примерно вдвое. При этом величина  $h$  имеет минимум, а пористость, которая в данном случае пропорциональна  $h^{-1}$ , имеет соответственно максимум, изменяясь в интервале 11,5 — 28%. С ростом легирования подложек объем одной поры снижается (рис. 6) примерно в 6 раз, а концентрация пор соответственно во столько же раз растет.

Таким образом, увеличение легирования подложек приводит к образованию существенно большего количества пор с меньшим диаметром при сравнительно небольшом изменении пористости. Имеющийся разброс данных, видимо, следует объяснить неоднородностью легирования и наличием структурных дефектов.

Зависимость  $d_{ef}$  от плотности тока проверялась на нескольких образцах. При этом пористый карбид кремния формировался на разных участках одного и того же образца. С ростом плотности тока диаметр пор слабо растет и скорость роста пористого слоя также увеличивается, как и в [4] для 6H–SiC. Аналогичные результаты были получены в работе [17]. Здесь исследовались образцы двух типов. Для первого типа плотность тока травления была 20, 60 и 100 мА/см<sup>2</sup> и время травления 15, 5 и 3 мин, соответственно. Для образцов второго типа плотность тока была меньше — 5, 10 и 15 мА/см<sup>2</sup>, а время травления 60, 30 и 20 мин. На рис. 7 показаны зависимости размера пор ( $a$ ), пористости ( $b$ ) и толщины пористого слоя ( $c$ ) от плотности анодного тока для этих образцов.

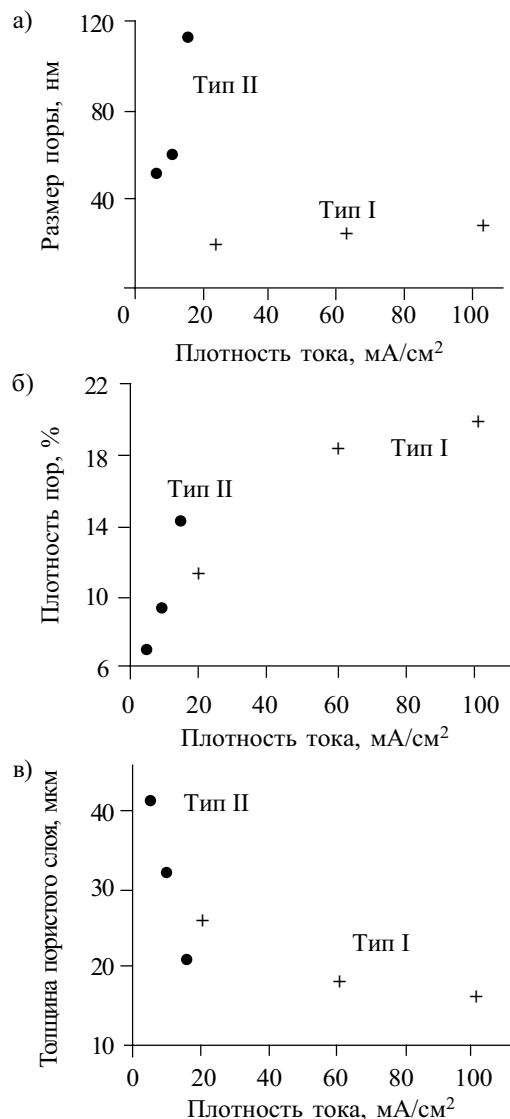


Рис. 7. Зависимости размера пор (а), пористости (б) и толщины пористого слоя (в) SiC от плотности анодного тока для двух типов образцов

Интересно сравнить полученные результаты с тем, что известно для пористого Si [1, 2]. В кремнии диаметр пор и скорость роста пористого слоя также увеличиваются с ростом плотности тока, но пористость имеет не максимум, а минимум при  $Nd \approx 10^{16} \dots 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Кроме того, при одинаковых режимах травления диаметр пор в пористом кремнии в несколько раз меньше, чем в пористом карбиде кремния, а пористость значительно выше, что, возможно, связано с различием энергии связей в кристаллической решетке кремния и карбида кремния. Отсюда следуют выводы: во-первых, нельзя автоматически переносить свойства одного пористого полупроводника на другие и, во-вторых, для получения воспроизводимых результатов пористый карбид кремния требует дальнейшего серьезного изучения.

\*\*\*

Проведенные исследования показали, что пористый слой SiC на подложке можно использовать как буферный слой для получения более совершенных,

чем подложка, эпитаксиальных слоев SiC. Дальнейшие исследования могут подтвердить перспективность применения пористого карбида кремния при разработке устройств высокотемпературной электроники, в которых эффективно используется развитая поверхность, — например, при разработке контактов в мощных силовых приборах, в газочувствительных датчиках, в технологических операциях гетерирования неконтролируемых примесей в подложке.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Arita V., Sunohara Y. Formation and properties of porous silicon films // *Journ. Electrochem. Soc.*— 1977.— Vol. 124, N 2.— P. 285—295.
2. Herino R., Bomchil C., Barla C. et al. Porosity and pore size distributions of porous silicon layers // *Ibid.*— 1987.— Vol. 134, N 8.— P. 1994—2000.
3. Shor J. S., Grimberg J., Weiss B. et al. Characterization of nanocrystallites in porous p-type 6H-SiC // *Appl. Phys. Lett.*— 1994.— Vol. 76, N 7.— P. 4045—4049.
4. Савкина Н. С., Ратников В. В., Шуман В. Б. Влияние высокотемпературного эпитаксиального процесса роста слоев SiC на структуру пористого карбида кремния // *Физика и техника полупроводников.*— 2001.— Т. 35, вып. 2.— С. 159—163.
5. Savkina N. S., Sorokin L. M., Hutchison J. L. et al. TEM and EDX studies of 6H-SiC porous layer as a substrate for subsequent homoepitaxial growth // *Mater. Sci. Forum.*— 2002.— Vol. 389—393.— P. 271—274.
6. Matsumoto T., Takahashi J., Tamaki T. et al. Blue-green luminescence from porous SiC // *Appl. Phys. Lett.*— 1994.— Vol. 64.— P. 226—228.
7. Shor J. S., Grimberg J., Weiss B.-Z., Kurtz A. D. Direct observation of porous SiC formed by anodization in HF // *Appl. Phys. Lett.*— 1993.— Vol. 62.— P. 2836—2838.
8. Mynbaeva M. Porous wide band-gap semiconductors: prospective applications / *Abstr. of the 4th Intern. Seminar on SiC and Related Mat.*— Novgorod the Great.— 2002.— P. 15.
9. Shulpina I. L., Ratnikov V. V., Savkina N. S., Shuman V. B. Real structure of homoepitaxial SiC-6H and 4H layers grown over porous substrates / *Abstr. of the 5th Intern. Seminar on SiC and Related Mat.*— Novgorod the Great.— 2004.— P. 32.
10. Mynbaeva M., Sadow S. E., Melnychuk G. et al. Chemical vapor deposition of 4H SiC epitaxial layers on porous SiC substrates // *Appl. Phys. Lett.*— 2001.— Vol. 78.— P. 117—119.
11. Sadow S. E., Choyke W. J., Melnychuk G. et al. SiC defect density reduction by epitaxy of porous surfaces // *Mater. Sci. Forum.*— 2001.— Vol. 115.— P. 353—356.
12. Sudarrchan T. S., Khlebnikov I. I. Silicon carbide research activity in south carolina / *Abstr. of the 4th Intern. Seminar on SiC and Related Mat.*— Novgorod the Great.— 2002.— P. 82.
13. Stoney G. The tension of metallic films deposited by electrolysis // *Proc. R. Soc. London, Ser. A.*— 1909.— Vol. 82.— P. 172—175.
14. Bellet D., Dolino G., Ligeon M. et al. Studies of coherent and diffuse x-ray scattering by porous silicon // *J. Appl. Phys.*— 1992.— Vol. 71.— P. 145—149.
15. Savkina N. S., Shuman V. B., Ratnikov V. B. et al. Features of sublimation growth on porous SiC substrates / *Abstr. of the 4th Intern. Seminar on SiC and Related Mat.*— Novgorod the Great.— 2002.— P. 17.
16. Савкина Н. С., Шуман В. Б., Ратников В. В. Влияние легирования подложки на параметры пористых слоев SiC // *Письма в ЖТФ.*— 2002.— Т. 28, вып. 10.— С. 30—34.
17. Savkina N. S., Sorokin L. M., Hutchison J. L. et al. Role of the defects under porous silicon carbide formation // *Applied Surface Science.*— 2001.— Vol. 184.— P. 252—256.