

03,13

## Эволюция ансамбля микропор в структуре SiC/Si в процессе роста методом замещения атомов

© А.В. Редьков<sup>1,2</sup>, А.С. Гращенко<sup>1,2</sup>, С.А. Кукушкин<sup>1,2,3</sup>, А.В. Осипов<sup>1,2</sup>, К.П. Котляр<sup>4,5</sup>,  
А.И. Лихачев<sup>4,5</sup>, А.В. Нащекин<sup>4,5</sup>, И.П. Сошников<sup>4,5</sup>

<sup>1</sup> Институт проблем машиноведения РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет им. Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Санкт-Петербургский академический университет РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: avredkov@gmail.com

(Получена 22 октября 2018 г.)

Исследована временная эволюция ансамбля микропор, формирующихся в приповерхностной области кремния в процессе роста тонких пленок карбида кремния методом замещения атомов. Образцы SiC/Si исследованы методом сканирующей электронной микроскопии, эллипсометрии и конфокальной рамановской микроскопии. Показаны характерные этапы формирования пористого слоя: зарождение одиночных пор, их рост с образованием дендритоподобных структур и последующее срастание в сплошной слой. Продемонстрировано, что толщина пористого слоя на начальных этапах роста пропорциональна корню кубическому из времени. Обсуждаются возможные механизмы формирования пор и предложена теоретическая модель для описания зависимости средней толщины пористого слоя от времени, которая имеет хорошее качественное совпадение с экспериментальными результатами.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант # 14-12-01102).

DOI: 10.21883/FTT.2019.03.47232.265

### 1. Введение

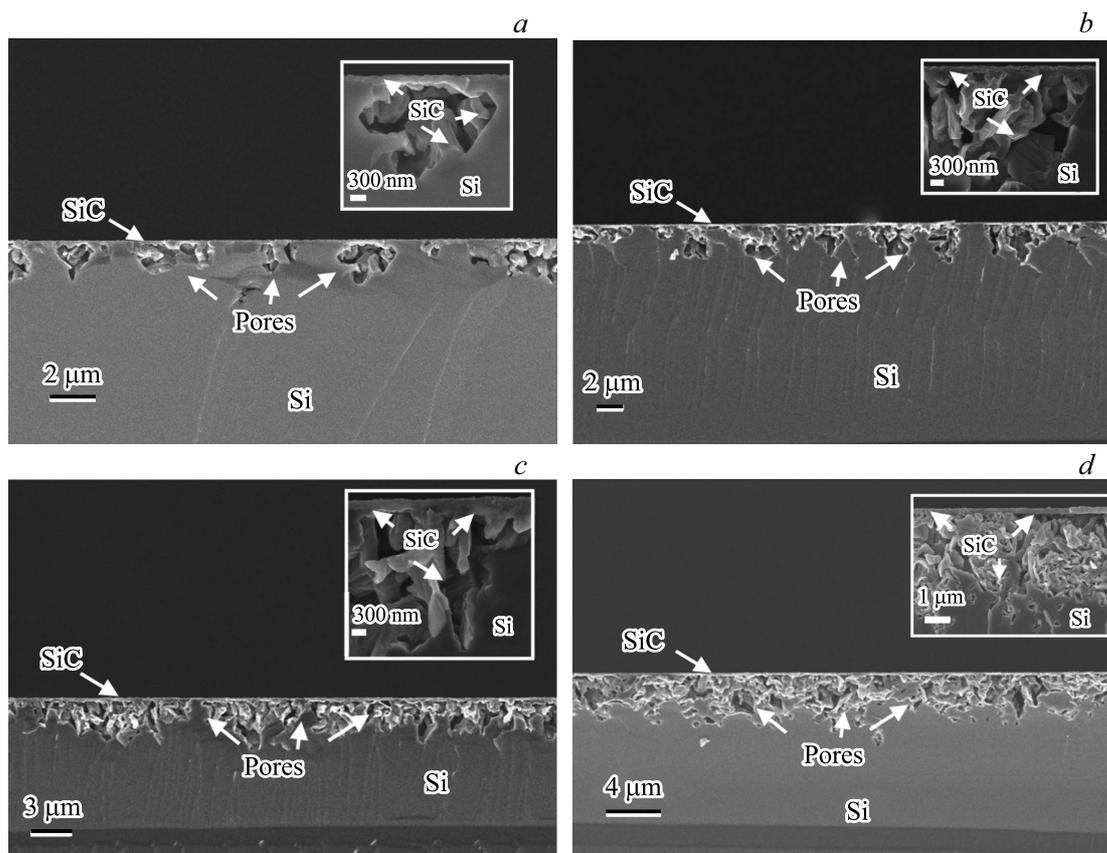
Одним из актуальных направлений развития электроники в последние десятилетия являются широкозонные полупроводники группы III–V, в частности нитриды алюминия и галлия (AlN, GaN) [1,2], на основе которых уже создаются новые поколения высокопроизводительных и энергоэффективных электронных устройств [3,4]. В связи с этим большое количество исследований посвящено именно им. Поскольку собственные подложки III-нитридов в настоящий момент малодоступны, продолжается поиск подложек иных материалов, обеспечивающих бездефектную гетероэпитаксию этих полупроводников. В промышленности в качестве подложек чаще всего используются сапфир, кремний и карбид кремния, как с дополнительными буферными слоями, так и без [5–7]. Одним из перспективных, на наш взгляд, кандидатов на роль подложки для промышленного производства III-нитридов являются подложки кремния (Si) с буферным слоем карбида кремния (SiC), которые объединяют преимущества как SiC, так и Si [8]. В серии работ, обобщенных в обзорах [8,9], был теоретически предсказан и экспериментально подтвержден простой и доступный метод формирования подобных тонких пленок SiC/Si путем частичного замещения атомов кремния на углерод непосредственно в приповерхностной

области кремния, которое происходит в результате то-  
похимической реакции [9]



Характерной особенностью этого процесса является то, что ему сопутствует образование большого количества пор под поверхностью новообразованного слоя SiC [9]. Подобный пористый слой может сыграть позитивную роль при дальнейшем росте последующих тонких слоев III-нитридов [10,11], поскольку позволяет сократить механическое влияние кремния вследствие уменьшенной площади контакта пленки и подложки [9]. Так, в работах [12,13] было изучено влияние искусственно сформированных пор в структуре SiC/Si на рост нитридов алюминия и галлия и было показано, что наличие подобных пор может привести к росту последующих пленок более высокого качества.

В связи с этим, представляется целесообразным исследование процессов и закономерностей, приводящих к порообразованию, а также поиск методов для оценки конечного распределения пор под поверхностью SiC в зависимости от условий роста. Настоящая работа направлена на изучение механизмов формирования наблюдаемых пор и временной эволюции их среднего размера. В первой части работы приведены экспериментальные



**Рис. 1.** СЭМ-изображение сколов пористой структуры SiC/Si, образовавшейся после отжига кремния в CO в течение: 1 min (a), 3.5 min (b), 12 min (c), 40 min (d). Врезки демонстрируют увеличенное изображение пор.

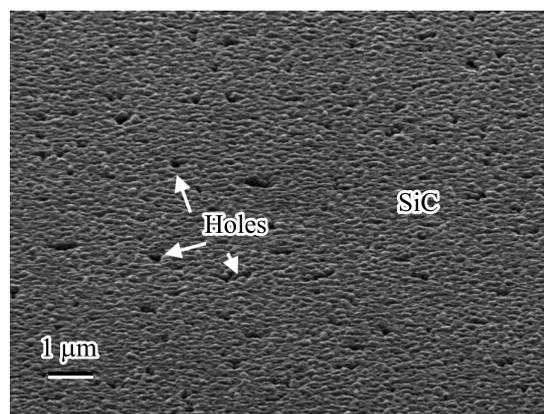
результаты по исследованию формирующихся пористых слоев. Вторая часть посвящена обсуждению механизмов формирования пористого слоя и теоретической модели, позволяющей оценить зависимость толщины пористого слоя от условий отжига кремния в атмосфере CO по реакции (1).

## 2. Эксперимент

Для изготовления подложек SiC/Si были выбраны пластины кремния ориентации (100), которые отжигались в атмосфере газа CO в присутствии силана ( $\text{SiH}_4$ ) по технологическому процессу и в реакторе, описание которых доступно в обзорах [8,9]. Серия из четырех образцов была изготовлена при одних и тех же условиях, представленных в таблице, за исключением

Условия синтеза тонких пленок SiC/Si

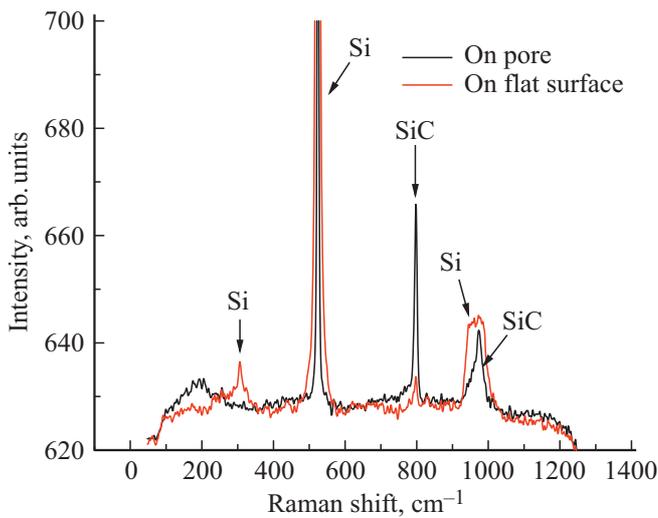
Температура, °C	1290
Общее давление в реакторе (CO + $\text{SiH}_4$ ), Торг	0.5
Поток газовой смеси (CO + $\text{SiH}_4$ ), ml/min	13
Доля силана в газовой смеси, %	5.5



**Рис. 2.** СЭМ-изображение отверстий на поверхности образца Si, отожженного в атмосфере CO в течение 1 min.

длительности отжига, которая составила для первого образца 1 min, а для последующих, соответственно, 3.5, 12, и 40 min.

Образцы были исследованы методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), оптической микроскопии, эллипсометрии, а также конфокальной рамановской микроскопии. СЭМ-изображения сколов образцов

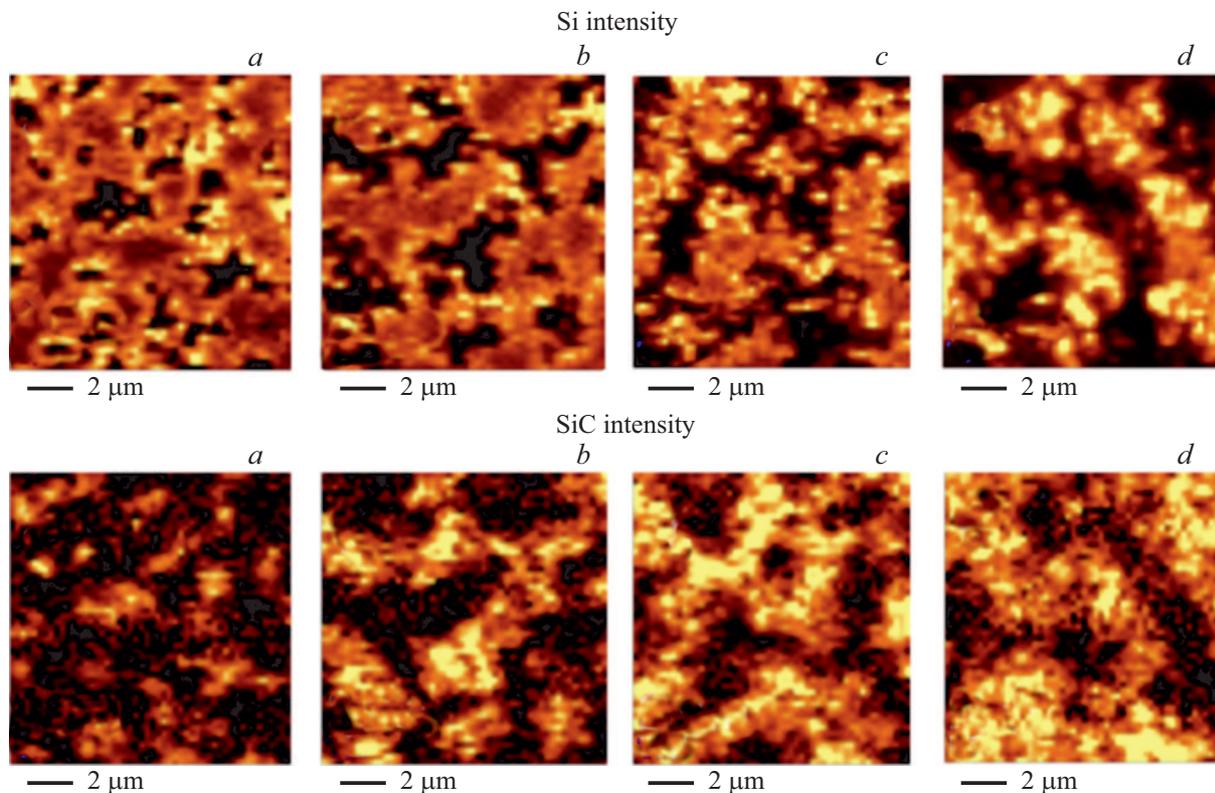


**Рис. 3.** Типичный рамановский спектр образцов при засветке образца над порой, и вне ее на образце SiC/Si, отожженном в течение 1 min. Радиус пятна засветки ~ 300 nm.

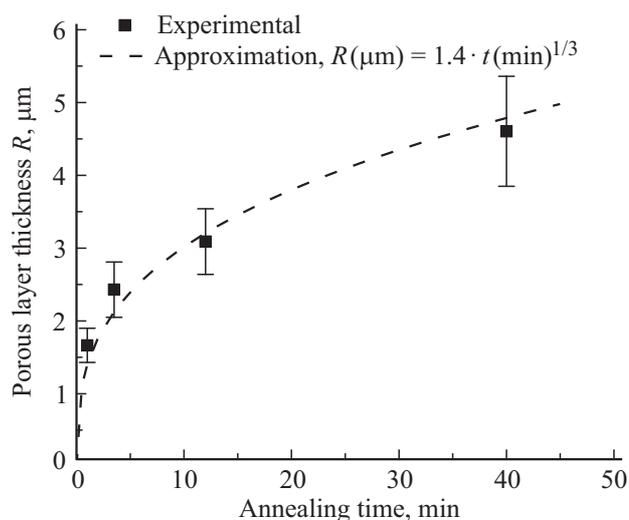
представлены на рис. 1. В эволюции ансамбля пор были выявлены следующие закономерности. При малых временах отжига (1–3.5 min) под поверхностью наблюдаются отдельные дендритоподобные зародыши „пусто-

ты“, не пересекающиеся друг с другом (рис. 1, *a, b*). Плотность зародышей не зависит от времени отжига и равна примерно 10<sup>5</sup>–10<sup>6</sup> см<sup>-2</sup>. По мере отжига поры разрастаются и начинают сливаться друг с другом. Так, на образцах, отожженных в течение 40 min, приповерхностная область кремния представляет собой практически сплошной пористый слой (рис. 1, *d*). При этом над пористым слоем на поверхности подложки наблюдается сплошная пленка SiC, успевшая сформироваться даже при самом малом времени отжига (см. врезки на рис. 1). Толщина пленки SiC, согласно эллипсометрическим измерениям и СЭМ, варьируется в диапазоне 150–180 nm для всех образцов. Пленка покрыта небольшими отверстиями (см. рис. 2) диаметром порядка 40–80 nm и плотностью, также составляющей 10<sup>5</sup>–10<sup>6</sup> см<sup>-2</sup>.

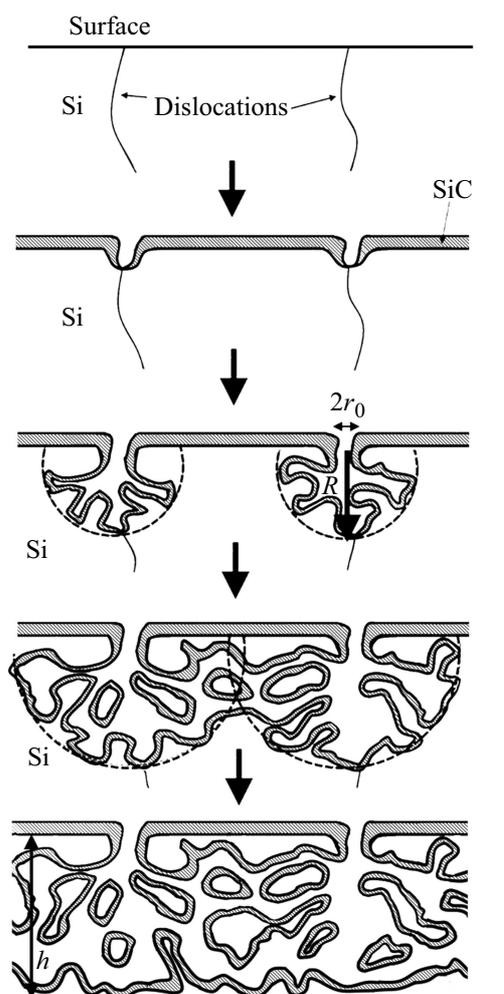
По данным конфокальной рамановской микроскопии в местах расположения пор наблюдается повышенная интенсивность линии карбида кремния (796 см<sup>-1</sup>) [14], что свидетельствует о том, что стенки пор состоят, либо покрыты слоем карбида кремния (см. рис. 3). Это также подтверждается и данными электронной микроскопии. Рамановские карты образцов (см. рис. 4), построенные по интенсивности линий кремния (520 см<sup>-1</sup>) [15] и карбида кремния, также демонстрируют наличие отдельных небольших (~ 1.5–3 μm) областей с повышенной концентрацией карбида кремния при малых временах от-



**Рис. 4.** Рамановские карты (50 × 50 точек, 12 × 12 μm) одного и того же участка поверхности каждого из образцов, построенные по интенсивности линий кремния 520 см<sup>-1</sup> (верхний ряд), и карбида кремния 796 см<sup>-1</sup> (нижний ряд) в рамановском спектре. Время отжига в атмосфере CO: *a*) 1 min; *b*) 3.5 min; *c*) 12 min; *d*) 40 min. Светлым областям соответствует повышенная интенсивность соответствующей линии.



**Рис. 5.** Зависимость толщины сформировавшегося пористого слоя  $R$  под поверхностью SiC от времени отжига кремния в атмосфере CO.



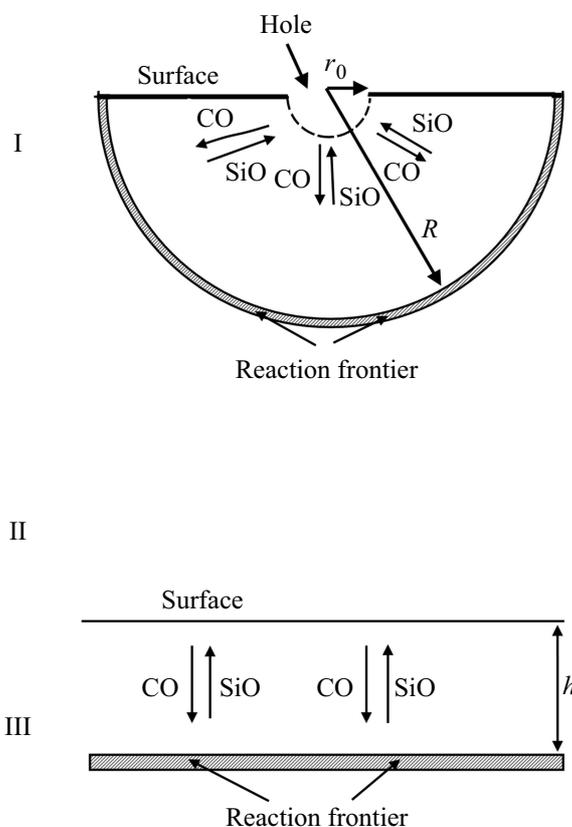
**Рис. 6.** Различные этапы формирования пористой структуры в приповерхностной области кремния и соответствующие им математические задачи. I — зарождение ямок травления на дислокациях и рост отдельных пор. II — срастание пор в единый пористый слой. III — равномерное увеличение толщины пористого слоя.

жиг (1–3.5 min, рис. 4, *a, b*), которые увеличиваются по мере увеличения времени отжига, и затем сливаются в непрерывные области размером порядка десятка микрон (40 min, рис. 4, *d*).

Для всех образцов была измерена средняя толщина пористого слоя (рис. 5). Для небольших времен отжига (1, 3.5, 12 min), при которых поры еще не срослись в единый слой, эта толщина эквивалентна среднему характерному размеру  $R$  (радиусу) пор (см. рис. 6). На рис. 5 нетрудно заметить, что средний радиус достаточно точно аппроксимируется степенной зависимостью от времени.

### 3. Механизм формирования пор

Обсуждая возможные механизмы зарождения и эволюции пор, следует упомянуть, что в работах [8,9,16,17] подробно анализировался процесс проникновения газа CO вглубь кремния и формирование подобных пор,



однако в них рассматривался, в основном, механизм переноса массы путем диффузии [16] или дрейфа [17] CO и SiO непосредственно через кристаллическую фазу. В [17] была предсказана возможность проникновения газа CO на большие глубины (вплоть до десятка микрон) через дефекты кристаллической решетки, например дислокации или каналы. В настоящей работе развивается это предположение и предложен дислокационный механизм, который может играть существенную роль при формировании пористой структуры под поверхностью пленки. Следует также отметить, что в рамках работы мы не будем рассматривать укрупнение и разрастание пор по механизму коалесценции [18] по следующим причинам. Во-первых, общее наблюдаемое увеличение объема пор за счет химической реакции со временем значительно больше, чем объем, перераспределенный между порами, поэтому вклад коалесценции в эволюцию функции распределения пор представляется малым. Во-вторых, взаимодействие пор друг с другом происходит через объем кремния, тогда как их стенки покрыты слоем карбида кремния, и для анализа необходимо корректно учесть взаимодействие вакансионных подсистем кремния и карбида кремния, кинетику и термодинамику обмена вакансиями, что является отдельной непростой задачей, которая будет рассмотрена в одной из следующих работ. Следует также отметить, что образование пористой структуры в процессе реакции газа с твердым телом обсуждалось во многих работах [19,20].

На основе полученных данных о зависимости размера и структуры пор от времени была разработана физическая модель, описывающая различные этапы роста пористого слоя, которая заключается в следующем (см. рис. 6).

1) Первым этапом является зарождение отдельных пор. Поскольку плотности пор и отверстий на поверхности пленки SiC — величины одного порядка, которые примерно соответствуют плотности дислокаций в исходном кремнии, целесообразно предположить, что зарождение пор происходит именно в местах выхода дислокаций на поверхность, по аналогии с хорошо изученным явлением ямок травления [21]. Также дислокационные петли, выходящие на поверхность, могут образовываться и в процессе формирования тонкой пленки SiC, поскольку при ее появлении в приповерхностной области кремния неизбежно возникают изгибающие механические напряжения. Газ CO может эффективно проникать вглубь кремния по дислокациям и дислокационным трубкам как по диффузионному, так и, в случае большой разности давлений, по дрейфовому механизму [17]. Проникая в объем кремния, монооксид углерода преобразует его в SiC в области, расположенной вдоль ядра дислокации. При этом, ввиду существенной релаксации объема, ядро дислокации превращается в широкий канал, по которому может поступать дополнительный газ CO. Это приводит к дальнейшему преобразованию кремния в SiC и углублению поры, которая рано или поздно может натолкнуться на иные дефекты решетки, дислокации или границы зерен в объеме кремния. Подобные дефекты

являются „руслom“ для дальнейшего распространения CO и оттока продукта реакции (1) — газообразного SiO. В результате пора приобретает дендритообразный вид (см. врезки на рис. 1). При наличии подобных дефектов разрастание отдельного „зародыша“ поры носит изотропный характер, и форму области, охваченной дендритами, в некотором приближении, можно рассматривать как полусферу (см. рис. 6). Это хорошо видно после стравливания подложки кремния (см. рис. 4 в работе [17]). В случае, если таких дефектов нет или крайне мало, в объеме кремния могут наблюдаться отдельные „ленточные“ каналы, имеющие стенки из карбида кремния, идущие вдоль дислокаций. Наличие таких каналов также было подтверждено ранее (см. рис. 3 в работе [17]). Другим фактором, влияющим на развитие морфологической неустойчивости в подобном канале, можно назвать и релаксацию объема при преобразовании Si в SiC, при которой в случайных местах на поверхности формирующегося остова из SiC неизбежно появляются нанопоры, открывающие для газа CO путь к все новым областям кремния, не затронутым реакцией. Помимо этого, в поре могут наблюдаться и иные явления, например химическая реакция газов CO и SiO с образованием SiC и кислорода, в результате чего на поверхности стенок поры будет осаждаться дополнительный карбид кремния, однако этот процесс мы рассматривать в рамках настоящей работы не будем.

2) На втором этапе поры начинают постепенно срастаться и описанная выше модель уже не применима, так как приближение полусфер становится неправомерным. Момент этого перехода можно приблизительно оценить по исходной плотности пор (дислокаций): когда средний радиус пор становится равным половине расстояния между ними и, соответственно, половине расстояния между отверстиями для притока газа, происходит слияние пор.

3) На третьем этапе, когда поры сливаются в сплошной пористый слой, и расстояние между входными отверстиями для газа становится меньше толщины этого слоя, поверхность можно рассматривать как непрерывный источник CO и сток для SiO. Это неизбежно приводит к необходимости решения иной задачи, а именно к рассмотрению одномерной диффузии CO от поверхности через пористый слой к области реагирования с кремнием (см. рис. 6). Похожая задача уже была решена в [16], однако там рассматривался случай диффузии газов через кристаллическую фазу.

### 3.1. Эволюция пористого слоя на I-м этапе. Рост отдельных пор

Для того чтобы описать математически основные закономерности процесса эволюции пор на первом этапе, сделаем, для простоты, следующие допущения. Во-первых, предположим, что пора, несмотря на большое количество каналов и стенок, представляет собой полую полусферу радиуса  $R$ , центр которой совпадает с отверстием в пленке SiC и которая разрастается со

временем (см. рис. 6.). Во-вторых, предположим, что рост поры лимитируется диффузией реагентов и на ее границе ( $r = R$ ) соблюдается химическое равновесие, то есть  $C_{\text{SiO}}/C_{\text{CO}} = K_{eq}$ , где  $C_{\text{CO}}$  — концентрация монооксида углерода,  $C_{\text{SiO}}$  — концентрация монооксида кремния, а  $K_{eq}$  — константа равновесия химической реакции (1) [16]. При этом около отверстия на поверхности радиуса  $r_0$ , через которое в пору поступает газ, поддерживается концентрация  $C_{\text{CO}}^0$ , а концентрация SiO около этого отверстия равна нулю, ввиду быстрого обмена с атмосферой реактора. На границе полусферы ( $r = R$ ), в соответствии со стехиометрией реакции (1), потоки газов CO и SiO должны быть противоположны и по модулю равны друг другу. Тогда, в квазиравновесных условиях при малой скорости роста поры, можно записать следующую приближенную систему уравнений для распределения CO и SiO в объеме „идеальной“ поры

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d^2 C_{\text{CO}}}{dr^2} + \frac{2}{r} \frac{dC_{\text{CO}}}{dr} = 0, \\ \frac{d^2 C_{\text{SiO}}}{dr^2} + \frac{2}{r} \frac{dC_{\text{SiO}}}{dr} = 0, \\ C_{\text{CO}}|_{r=r_0} = C_{\text{CO}}^0, \\ C_{\text{SiO}}|_{r=r_0} = 0, \\ \frac{C_{\text{SiO}}}{C_{\text{CO}}}|_{r=R} = K_{eq}, \\ D_{\text{CO}} \frac{dC_{\text{CO}}}{dr}|_{r=R} = -D_{\text{SiO}} \frac{dC_{\text{SiO}}}{dr}|_{r=R}, \end{array} \right. \quad (2)$$

где  $D_{\text{CO}}$  и  $D_{\text{SiO}}$  — коэффициенты диффузии.

Нетрудно показать, что решением этой системы уравнений будут следующие выражения для концентраций газов

$$\left\{ \begin{array}{l} C_{\text{CO}}(r) = \frac{C_{\text{CO}}^0}{(D_{\text{CO}} + D_{\text{SiO}}K_{eq})} \left( D_{\text{CO}} + \frac{D_{\text{SiO}}K_{eq}r_0}{(R-r_0)} \left( \frac{R}{r} - 1 \right) \right), \\ C_{\text{SiO}}(r) = \frac{C_{\text{CO}}^0 D_{\text{CO}} K_{eq} R}{(D_{\text{CO}} + D_{\text{SiO}}K_{eq})(R-r_0)} \left( 1 - \frac{r_0}{r} \right). \end{array} \right. \quad (3)$$

Зная распределение концентраций и учитывая, что  $R \gg r_0$ , найдем диффузионные потоки газов к поверхности полусферы, и тем самым, скорость увеличения радиуса рассматриваемой „идеальной“ полусферической поры

$$\begin{aligned} \frac{dR}{dt} &= J\omega = D_{\text{CO}} \frac{dC_{\text{CO}}(r)}{dr} \omega \Big|_{r=R} \\ &\approx \frac{C_{\text{CO}}^0 \omega}{R^2} \frac{D_{\text{CO}} D_{\text{SiO}} K_{eq} r_0}{(D_{\text{CO}} + D_{\text{SiO}} K_{eq})}, \end{aligned} \quad (4)$$

где  $J$  — поток CO к поверхности поры,  $\omega$  — объем пустоты, появляющийся при акте взаимодействия молекулы CO с кремнием, равный примерно  $80 \text{ \AA}^3$  [9]. Интегрируя полученное выражение, найдем зависимость

среднего радиуса пор от времени

$$R_{\text{theor}}(t) \approx \sqrt[3]{3C_{\text{CO}}^0 \omega \frac{D_{\text{CO}} D_{\text{SiO}} K_{eq} r_0}{(D_{\text{CO}} + D_{\text{SiO}} K_{eq})} t} \quad (5)$$

или, подставляя типичные значения концентрации при ростовых условиях  $C_{\text{CO}}^0 = \frac{p}{kT} \sim 10^{22} \text{ м}^{-3}$ , коэффициентов диффузии  $D_{\text{CO}}, D_{\text{SiO}} \sim 10^{-4} \frac{\text{м}^2}{\text{с}}$ , а также константы равновесия химической реакции (1)  $K_{eq} \sim 25$  [16] и среднего диаметра каналов  $r_0$  порядка 50 nm, получим оценку для зависимости среднего размера пор от времени

$$R_{\text{theor}}(\mu\text{м}) \approx 8.8 \sqrt[3]{t(\text{мин})}. \quad (6)$$

Это выражение имеет полное качественное совпадение с найденным из эксперимента результатом (см. рис. 5)

$$R_{\text{exp}}(\mu\text{м}) \approx 1.4 \sqrt[3]{t(\text{мин})}, \quad (7)$$

имеет тот же порядок и отличается от него только постоянным множителем  $\sim 6.3$ , который может быть обусловлен допущениями о том, что пора представляет собой идеальную полусферу без извилистых каналов и множества границ, существенно затрудняющих проникновение газа. Влияние этих каналов на распространение газа заслуживает отдельного обсуждения. Вообще говоря, при ростовых условиях длина свободного пробега молекул газа составляет порядка единиц-десятков микрон, то есть движение молекул в рассматриваемой идеальной полусфере должно было бы быть свободномолекулярным, однако пора представляет собой хаотическое переплетение множества каналов и стенок из карбида кремния (см. врезки к рис. 1). Поэтому молекула газа, перед тем как попасть в область протекания химической реакции на границе поры, испытывает большое количество диффузных переотражений и столкновений в лабиринте стенок, характерное расстояние между которыми составляет десятки-сотни нанометров. Это и обуславливает диффузионный характер распространения газа в поре и позволяет для оценки использовать диффузионный закон. Таким образом, отличительной особенностью механизма диффузии в рассматриваемой системе является то, что длина свободного пробега ограничена хаотически расположенными стенками, тогда как в классической газовой диффузии пробег ограничен столкновениями молекул друг с другом. При этом, чем больше радиус растущей поры, тем более справедливо для нее данное предположение, поскольку с ростом размера увеличивается общее количество стенок и соударений молекулы с ними.

Отметим, что пропорциональность радиуса корню кубическому из времени означает, что объем пористого слоя меняется линейно, и процесс роста поры в рамках нашей модели аналогичен надуванию воздушного шарика постоянным потоком газа. Подобная корневая зависимость наблюдается и в других системах, например при коалесценции сферических зародышей.

Второй этап эволюции пор более сложен для рассмотрения, по всей видимости, длится меньше, чем первый и третий этапы, и представляет собой их комбинацию, поэтому мы его здесь не рассматриваем.

**3.2. Эволюция пористого слоя на III-м этапе. Равномерный рост толщины**

Зависимость толщины от времени на поздних этапах, когда поры уже срослись друг с другом и реакция (1) протекает на плоском фронте, постепенно углубляемся в объем кристалла кремния, можно описать с помощью модифицированной модели из предыдущего раздела (см. также работу [16]). Основное отличие этого этапа от I-го заключается в том, что расстояние между центрами пор становится значительно меньше толщины пористого слоя, и на этом этапе всю поверхность можно рассматривать как непрерывный источник газа CO и сток газа SiO, поэтому задача представляет собой диффузию в полуплоскость  $y > 0$  (см. рис. 6), где ось  $y$  направлена вглубь кристалла. Граничные условия остаются теми же. На поверхности поддерживается постоянная концентрация монооксида углерода  $C_{CO}^0$  и нулевая концентрация газа SiO. У фронта реакции на глубине  $h$  (она же — толщина пористого слоя) поддерживается химическое равновесие, и соотношение концентраций газов определяется константой химической реакции (1)  $C_{SiO}/C_{CO} = K_{eq}$ . Потоки газов CO и SiO у фронта реакции противоположны и равны по модулю. Система уравнений, описывающая распределение концентраций в рамках этой модели, выглядит так

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d^2 C_{CO}}{dy^2} = 0, \\ \frac{d^2 C_{SiO}}{dy^2} = 0, \\ C_{CO}|_{y=0} = C_{CO}^0, \\ C_{SiO}|_{y=0} = 0, \\ \frac{C_{SiO}}{C_{CO}}|_{y=h} = K_{eq}, \\ D_{CO} \frac{dC_{CO}}{dy}|_{y=h} = -D_{SiO} \frac{dC_{SiO}}{dy}|_{y=h}, \end{array} \right. \quad (8)$$

где  $y$  — расстояние от поверхности. Решением этой системы, как нетрудно показать, являются функции

$$C_{CO}(y) = \frac{C_{CO}^0}{(D_{CO} + D_{SiO}K_{eq})} \left( D_{CO} + \frac{D_{SiO}K_{eq}(h - y)}{h} \right),$$

$$C_{SiO}(y) = \frac{C_{CO}^0 D_{CO} K_{eq} y}{(D_{CO} + D_{SiO}K_{eq})h}. \quad (9)$$

По аналогии с предыдущим разделом, найдем поток газа CO к плоскому фронту реакции и скорость перемещения фронта

$$\frac{dh}{dt} = J\omega = D_{CO} \left. \frac{dC_{CO}(r)}{dy} \omega \right|_{y=h}$$

$$= \frac{C_{CO}^0 \omega}{h} \frac{D_{CO} D_{SiO} K_{eq}}{(D_{CO} + D_{SiO} K_{eq})}.$$

Интегрируя полученное выражение, получим выражение для зависимости толщины пористого слоя  $h$  от времени

$$h(t) = \sqrt{\frac{(2C_{CO}^0 \omega D_{CO} D_{SiO} K_{eq} t)}{(D_{CO} + D_{SiO} K_{eq})}} + h_0, \quad (10)$$

где толщина  $h_0$  примерно равна максимальному радиусу пор на предыдущем этапе роста, или, как было показано ранее, половине среднего расстояния между точками зарождения пор (точками выхода дислокаций на поверхность).

**4. Заключение**

Рассмотрен процесс порообразования при взаимодействии газа CO с кристаллическим кремнием, в результате которого последний преобразуется в карбид кремния. Продемонстрированы характерные черты процесса: зарождение одиночных непересекающихся пор под поверхностью кремния, их укрупнение, развитие дендритоподобной структуры их стенок и срастание в единый пористый слой. Изучена временная эволюция средней толщины пористого слоя при выдержке образца в атмосфере CO и показано, что толщина на начальных этапах пропорциональна кубическому корню из времени. Предложена модель, описывающая процесс формирования пористого слоя как на начальных этапах, когда слой представляет собой обособленные поры, так и на поздних, когда поры срастаются и движутся вглубь единым плоским фронтом. Теоретически показано, что в последнем случае толщина пористого слоя пропорциональна квадратному корню из времени. Модель, несмотря на свою простоту, позволяет качественно оценить влияние основных параметров ростового процесса на эволюцию пористого слоя в приповерхностной области SiC/Si и дать оценку его толщины при заданных условиях роста: давлении CO, времени отжига и температуры, которой определяются коэффициенты диффузии и константа равновесия химической реакции кремния с CO. Модель может быть использована для подбора режима формирования пористого слоя заданной толщины без проведения большого количества экспериментов.

Электронно-микроскопические исследования выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“, поддержанного Министерством образования и науки России (Уникальный идентификатор проекта RFMEFI62117X0018), а также с использованием уникальной научной установки „Физика, химия, и механика кристаллов и тонких пленок“ (ИПМаш РАН, Санкт-Петербург).

**Список литературы**

[1] R.S. Pengelly, S.M. Wood, J.W. Milligan, S.T. Sheppard, W.L. Pribble. IEEE Trans. Microwave Theory Tech. **60**, 1764 (2012).  
 [2] R. Liu, F.A. Ponce, A. Dadgar, A. Krost. Appl. Phys. Lett. **83**, 860 (2003).

- [3] F.A. Ponce, D.P. Bour. *Nature* **386**, 351(1997).
- [4] S.N. Mohamad, H. Morkoç. *Progr. Quantum Electron.*, **20**, 361 (1996).
- [5] S. Nakamura. *Jpn. J. Appl. Phys.* **30**, L1705 (1991).
- [6] K. Linthicum, T. Gehrke, D. Thomson, K. Tracy, E. Carlson, T. Smith, T. Zheleva, C. Zorman, M. Mehregany, R. Davis. *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* **4S1** G4.9 (1999).
- [7] S. Guha, N.A. Bojarczuk. *Appl. Phys. Lett.* **72**, 415 (1998).
- [8] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *J. Phys. D.* **47**, 313001 (2014).
- [9] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *J. Appl. Phys.* **113**, 024909 (2013).
- [10] S.L. Khrypko, V.V. Kidalov. *J. Nano- Electron. Phys.* **8**, 04071 (2016).
- [11] V.V. Kidalov, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, A. V. Redkov, A.S. Grashchenko, I.P. Soshnikov, M.E. Boiko, M.D. Sharkov, A.F. Dyadenchuk. *Mater. Phys. Mech.* **36**, 39 (2018).
- [12] V.N. Bessolov, D.V. Karpov, E.V. Konenkova, A.A. Lipovskii, A.V. Osipov, A.V. Redkov, I.P. Soshnikov, S.A. Kukushkin. *Thin Solid Films* **606**, 74 (2016).
- [13] S.A. Kukushkin, S.S. Sharofidinov, A.V. Osipov, A.V. Redkov, V.V. Kidalov, A.S. Grashchenko, I.P. Soshnikov, A.F. Dydenchuk. *ECS J. Solid State Sci. Technol.* **7**, 480 (2018).
- [14] S.I. Nakashima, H. Harima. *Phys. Status Solidi A* **162**, 39 (1997).
- [15] H. Richter, Z.P. Wang, L. Ley. *Solid State Commun.* **39**, 625 (1981).
- [16] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. *ФТТ* **50**, 1188 (2008).
- [17] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *Physica B: Condens. Matter* **512**, 26 (2017).
- [18] В.В. Слезов, В.Б. Шикин. *ФТТ* **6**, 7(1964).
- [19] M. Sahimi, T.T. Tsotsis. *Chem. Eng. Sci.* **43**, 113 (1988).
- [20] P. Sun, J.R. Grace, C.J. Lim, E.J. Anthony. *Chem. Eng. Sci.* **63**, 57 (2008).
- [21] K. Sangwal. *Etching of crystals: theory, experiment and application*. Elsevier, Amsterdam (2012).

*Редактор Ю.Э. Китаев*