ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.384.5, 537.533 PACS: 81.05.Je, 52.59.-f, 77.84.-s

Изменение структуры и электрофизических свойств пористых пленок диоксида кремния при модификации углеродом в магнетронном разряде

Ю. В. Сахаров

Предложен принципиально новый физический метод получения пористых пленок диоксида кремния в вакуумных условиях. Показано, что процесс самоорганизации, возникающий при модификации пленок диоксида кремния углеродом, приводит к формированию пространственно распределенных пор, изменяющих электрофизические свойства диэлектрических пленок и расширяющих их функциональное назначение. Исследованы электрофизические свойства и структура пористых пленок, полученных в результате самоорганизации при магнетронном распылении составной мишени в атмосфере кислорода. Установлены корреляции между пористостью, структурой и электрофизическими свойствами пористых пленок диоксида кремния, модифицированных углеродом. Выявлено, что формирование пористой структуры способствует повышению селективной адсорбционной способности пленок диоксида кремния преимущественно за счет капиллярной конденсации в мезапорах, а также стимулированной адсорбции.

Ключевые слова: самоорганизация, пористость, пора, диоксид кремния, капиллярная конденсация, электрофизические свойства, магнетронное распыление.

Ссылка: *Сахаров Ю. В.* // Успехи прикладной физики. 2019. Т. 7. № 1. С. 55.
Reference: Yu. V. Sakharov, Usp. Prikl. Fiz. 7 (1), 55 (2019).

Введение

Значительное увеличение издержек производства при масштабировании технологических процессов в микроэлектронике стимулирует интерес исследовательских коллективов к поиску и исследованию новых материалов, позволяющих существенно расширить электронную компонентную базу. Одними из таких материалов выступают пористые пленки неорганических оксидных диэлектриков, что объясняется перспективностью их применения во многих сферах микро- и наноэлектроники, фотоники, оптоэлектроники. Обширное сочетание управляемых электрофизических и оптических свойств таких пленок позволяет успешно использовать их в качестве изоляционных материалов с низкой диэлектрической проницаемостью, просветляющих и антиотражающих покрытий, световодов и интерференционных фильтров, активных слоев газочувствительных датчиков, датчиков влажности, буферных слоев для металлизации и эпитаксии структур, исходных материалов для получения наномембран и фильтров [1].

Большинство разработанных на сегодняшний день способов получения пористых пленок неорганических материалов являются электрохимическими и требуют применения довольно агрессивных реактивов и относительно больших электрических напряжений (20–100 В), что существенно затрудняет их использование при изготовлении интегральных схем [2]. Широко распространенные альтернативные методы формирования пористых оксидных неорганических диэлектриков, к примеру, золь-гель или темплатный синтез, имеют низкую воспроизводимость и сложны при изготовлении ультратонких пленок [3]. Кроме того, все перечисленные методы не могут быть реализованы в вакуумных условиях, что существенно затрудняет их встраивание в типовые технологические операции изготовления интегральных схем.

В связи с этим цель данной работы заключалась в разработке физико-химических основ синтеза самоорганизующихся пористых пленок диоксида кремния путем их модификации углеродом в плазме тлеющего разряда, установлении связей между уровнем модификации пленок и их структурой, составом, электрическими, оптическими и

Сахаров Юрий Владимирович, доцент, к.т.н.
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники.
Россия, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 40.
Тел. 8(923) 408-06-76.
E-mail: iurii.v.sakharov@tusur.ru

Статья поступила в редакцию 16 октября 2018 г.

© Сахаров Ю. В., 2019

механическими свойствами. Понимание механизма самоорганизации и его влияния на свойства и структуру тонких оксидных пленок дает уникальную возможность точного прогнозирования свойств и структуры получаемых полифункциональных оксидных пленок с развитой пористой структурой.

Методика приготовления образцов и постановки экспериментов

Исследования электрических свойств диэлектрических пленок, модифицированных углеродом, проводились на тонкопленочных структурах Al–SiO_2–Al, нанесенных на стандартные ситалловые подложки марки СТ-50-1 размером 600×480×0,6 мм. Конденсаторные структуры изготавливались в матричном исполнении 6×8 с активной площадью каждого конденсатора 1×1 мм. Формирование рисунка в виде длинных полос шириной 1 мм осуществлялось масочными методами.

В качестве диэлектрика использовались пленки диоксида кремния SiO_2, наносимые методом реактивного магнетронного распыления. Схема магнетронной системы изображена на рис. 1.

В основу методики модификации пленок углеродом заложен принцип самоорганизации, протекающей в плазме тлеющего разряда, создаваемого магнетронным источником распыления, катодом которого является составная мишень Si:C (графит). При этом относительная площадь графита на составной мишени, выраженная в процентах (S_c), варьировалась для изменения свойств получаемых пленок. Шаг изменения относительной площади графита на составной мишени составлял 6 %, что соответствовало одному углеродному диску, размещенному в зоне распыления мишени.

Распыление проводилось в атмосфере кислорода при парциальном давлении 10^{-2} мм рт. ст. и токе разряда 200 мА, что соответствует плотности разрядного тока 5 мА/см^2 и мощности разряда 80 Вт. Толщина диэлектрических пленок составляла 100 нм. Толщина диэлектрика выбиралась исходя из глубины открытых пор, доступных для адсорбции, а именно, 60–100 нм [4]. Толщина пленок в процессе нанесения контролировалась по времени, а после нанесения определялась эллипсометрическими методами. Температура подложки в процессе нанесения была близка к комнатной.

Для исключения влияния высокотемпературной плазмы была разработана магнитная отклоняющая система, позволяющая отвести плазму от подложки. Это позволило не только снизить температурное воздействие на подложку, но и значительно уменьшить радиационное воздействие, что особенно актуально при нанесении диэлектрика на подложки, содержащие полупроводниковые электрические схемы или гетероструктуры с квантовыми ямами.

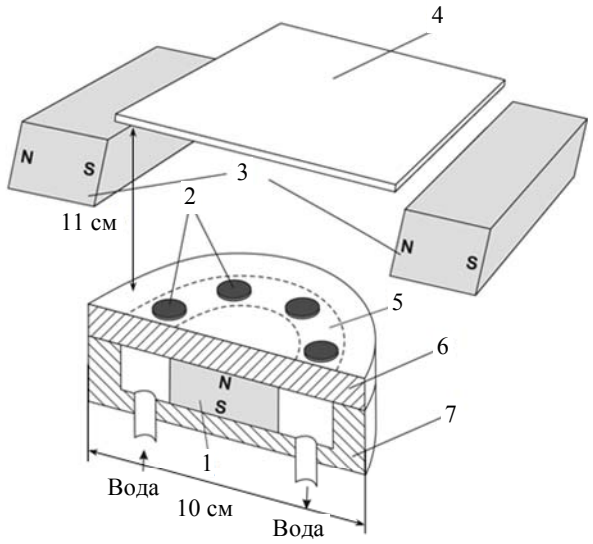


Рис. 1. Схематическое изображение магнетронной распылительной системы: 1 – постоянный магнит; 2 – углеродные диски; 3 – магнитная отклоняющая система для отвода плазмы от подложки; 4 – подложка; 5 – зона распыления; 6 – составная мишень; 7 – магнитопровод.

При таких условиях на подложке получались диэлектрические пленки диоксида кремния SiO_2. Формирование пор при таком процессе объясняется образованием газообразных соединений CO или CO_2, которые, покидая диэлектрическую пленку в процессе осаждения, разрыхляют ее, образуя в ней сквозные поры и газовые включения [5]. Сам углерод, как показали исследования элементного состава, в пленке SiO_2 отсутствует, полностью улетучиваясь в составе продуктов реакции.

В качестве нижнего электрода использовались пленки алюминия, нанесенные методом термического испарения в вакууме при давлении не хуже 10^{-6} мм рт. ст. Толщина нижнего электрода составляла 100 нм и контролировалась по сопротивлению подложки-свидетеля, размещенной рядом с образцом; температура подложки в процессе нанесения была близка к комнатной.

В качестве верхнего электрода использовались пленки алюминия, нанесенные аналогичным методом. Толщина верхнего электрода составляла 30 нм. Чтобы увеличить доступность пор для адсорбента, нанесение пленок алюминия проводилось при скользящих углах к плоскости подложки [6].

Электрические измерения проводились в измерительной вакуумной камере, оборудованной самостоятельной системой безмаслянной откачки. Для удаления адсорбентов из пор экспериментальные образцы выдерживались в вакууме не ме-

нее двух суток. Непосредственные измерения проводились в сухом азоте при атмосферном давлении. При таком подходе остаточное давление паров воды в камере считали соответствующим условному значению нулевой относительной влажности (p/p_0 = 0 %). Насыщение парами воды (относительная влажность воздуха p/p_0 = 100 %) достигалось в камере путем напуска водяного пара через капилляр. Промежуточные значения относительной влажности воздуха задавали с помощью водно-глицеринового раствора соответствующей пропорции. Контроль влажности в камере осуществляли с помощью электронного гигрометра с выносным датчиком. Для осушения камеры после насыщения ее парами воды применялась продувка сухим азотом. Для проведения температурных исследований камера снабжена нагревательным элементом с терморегулятором, на который устанавливалась подложка.

Для электрических измерений применялись измеритель иммитанса Е7-20 (амплитуда синусоидального сигнала 40 мВ) и вольтметр универсальный электрометрический В7Э-42. Исследования структуры проводилось с помощью электронного микроскопа серии Zeiss Supra 55 с блоком для электронно-лучевого экспонирования Raith 150TM.

Результаты экспериментов

Исследование структуры

Для выявления изменения структуры были проведены электронно-микроскопические исследования поверхности с помощью электронного микроскопа серии Zeiss Supra 55 с блоком для электронно-лучевого экспонирования Raith 150TM. Микрофотографии поверхности пленок SiO_2 при различных уровнях модификации представлены на рис. 2.

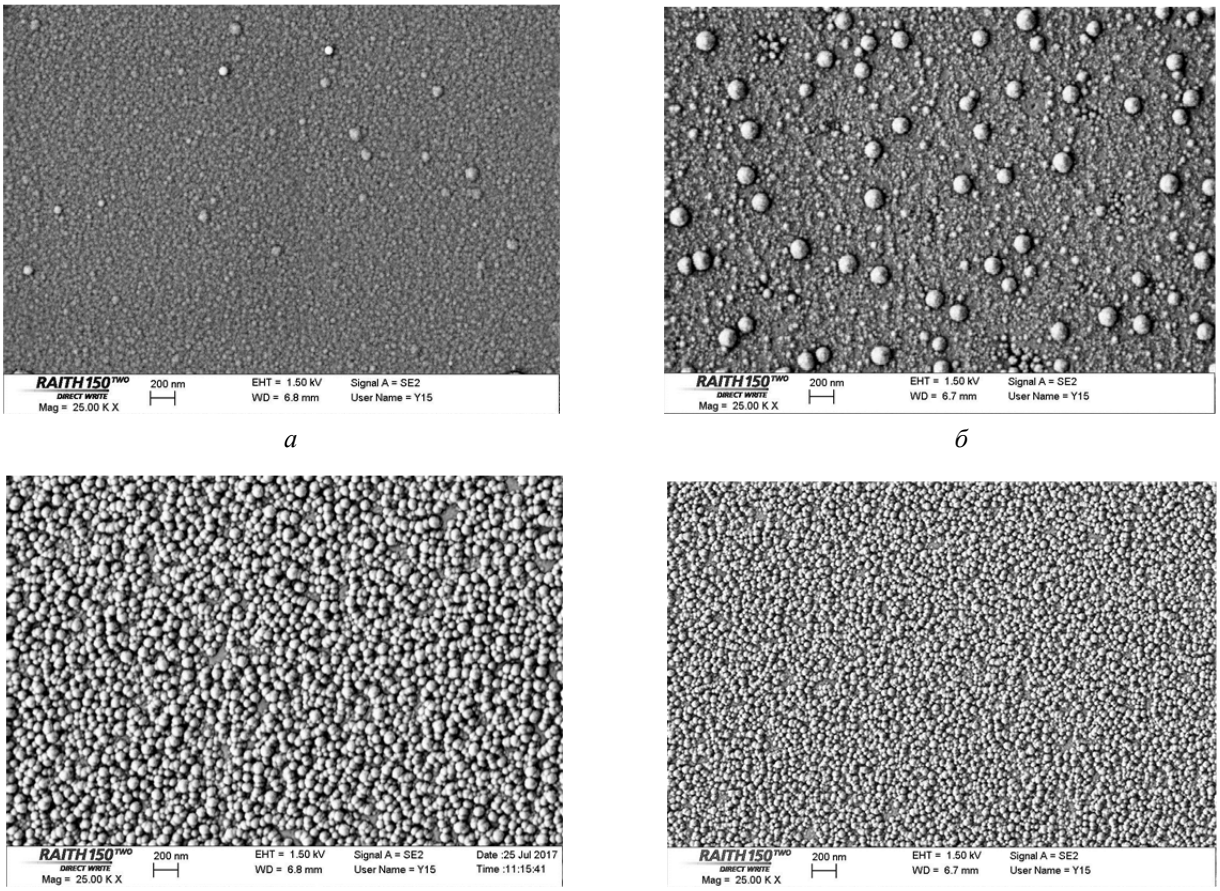
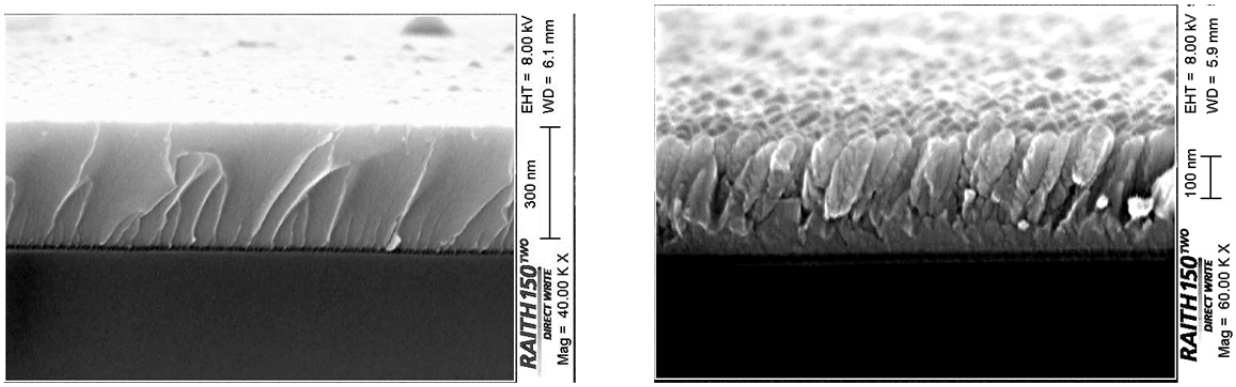


Рис. 2. Микрофотографии поверхностей пленок SiO_2 при различных уровнях модификации углеродом: а – немодифицированная пленка SiO_2 (S_c = 0 %); б – S_c = 18 %; в – S_c = 42 %; г – S_c = 60 %.

Анализ микрофотографий показывает, что модификация пленок SiO_2 углеродом приводит к значительному изменению морфологии поверхности. В частности, можно отметить появление разветвленной пористой структуры [7]. Для идентификации вида пор и построения модели пористой системы необходимо получить данные о внутреннем строении, для чего были сделаны микрофотографии скола пластины, которые показаны на рис. 3.



а *б*

Рис. 3. Микрофотографии скола пленок SiO_2 при различных уровнях модификации углеродом: а – S_c = 0 %; б – S_c = 42 %.

Комплексный анализ полученных микрофотографий позволяет представить структуру пленки SiO_2 в виде плотной упаковки стержней с различными координационными числами [8]. В пленке можно выделить пористый и барьерный (остов) слои. При этом на рис. 3, *б* видно, что пористый слой занимает бóльшую часть объема. Барьерный слой (остов) – достаточно тонкая и плотная пленка, расположенная у основания пор. Она не является пористой, а лишь имеет небольшие неровности на поверхности, из которых впоследствии начинает вырастать пористая пленка диоксида кремния.

Модель пористой пленки представлена на рис. 4. Производный параметр d_n – размер пор – выражается диаметром вписанной между стержнями окружности. Полная толщина пленки складывается из пористого и барьерного слоев: $d = h_n + h_б$. Пользуясь законами геометрии, можно оценить диаметр пор.

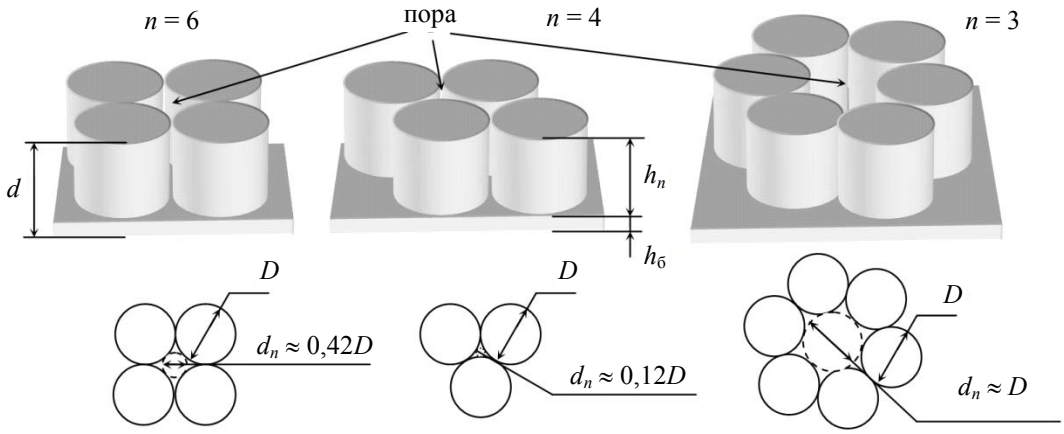


Рис. 4. Модели пористой пленки с различными координационными числами n.

Анализ микрофотографий поверхности, изображенных на рис. 2, *а–в*, позволяет сделать вывод о низкой дисперсии распределения диаметра стержней, а также о том, что преимущественно имеет место упаковка с координационным числом $n = 4$. Присутствует также упаковка с координационным числом $n = 6$, но в меньшей степени. Упаковка с координационным числом $n = 3$ практически отсутствует.

Также следует отметить, что диаметр стержней уменьшается с ростом S_c, тогда как толщина пористого слоя при этом возрастает. Это соответственно отражается на диаметре и плотности пор, а также на величине объемной пористости. Комплексный анализ микрофотографий поверхности и сколов пленок SiO_2 с разной степенью модификации позволяет построить зависимость диаметра пор и относительной высоты пористого слоя $(1 - h_б/d)$ от S_c , которая представлена на рис. 5. Учитывая полученный диапазон размеров пор, их следует отнести к мезапорам.

Важно отметить, что, кроме степени модификации пленок SiO_2 углеродом, на параметры пористости влияют технологические факторы и толщина пленок. Регулируя условия нанесения пленок, можно также изменять размеры пор, их плотность, объемную пористость. Например, с ростом температуры подложки в процессе нанесения

выше 50 °C увеличивается средний диаметр стержней D, уменьшается высота пористого слоя h_n, соответственно увеличивается размер пор, уменьшается их поверхностная плотность, а также объемная пористость P. Примерно такие же изменения происходят при увеличении мощности разряда и снижении парциального давления кислорода. Соответственно это приводит к увеличению эффективной диэлектрической проницаемости, а также тангенса угла диэлектрических потерь. Использование смесей кислорода с инертным газом крайне негативно сказывается как на параметрах пористости, так и на электрических свойствах пленок SiO_2 при их модификации углеродом. Эксперименты показали резкое увеличение проводимости пленок и тангенса угла потерь при увеличении парциального давления инертного газа в смеси. Такое поведение объясняется появлением в пленке аморфного углерода, что нашло свое подтверждение при исследовании элементного состава пленок.

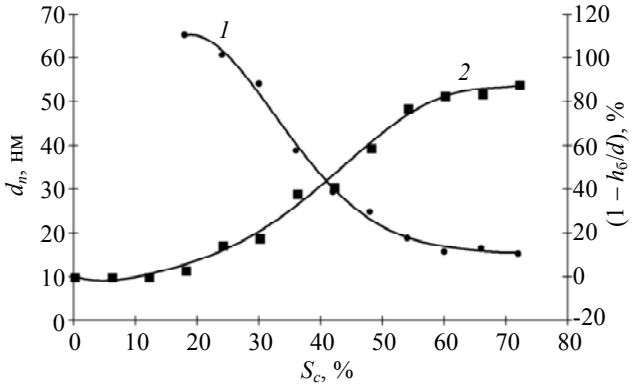


Рис. 5. Зависимость диаметра пор (кривая 1) и относительной высоты пористого слоя (1 – $h_б/d$) (кривая 2) в модифицированных пленках SiO_2 от степени их модификации углеродом S_c.

Было выявлено, что увеличение толщины пленок приводит к возрастанию среднего диаметра стержней D и резкому уменьшению высоты пористого слоя h_n, а также к изменению формы пор на бутылкообразную [8]. При большой толщине пленок, свыше 400 нм, горловина бутылкообразных пор зарастает, и поры захлопываются, аналогично, как это было показано в работе [9].

Исследование электрических свойств

Зависимость электрической емкости и соответствующей ей диэлектрической проницаемости на низких частотах (1 кГц) для структуры Al–SiO_2–Al от степени модификации пленки SiO_2 углеродом – S_c представлена на рис. 6.

Основываясь на логических рассуждениях и анализе структуры пленок, можно однозначно утверждать, что снижение емкости и соответствующей ей диэлектрической проницаемости связано с увеличением пористости диэлектрической пленки SiO_2 за счет её модификации углеродом. Достигнув минимума при $S_c \approx 40$ %, емкость и диэлектрическая проницаемость начинают монотонно возрастать, что связано, предположительно, с образованием фазы SiO_x, в которой x начинает постепенно снижаться за счет обеднения пленки диэлектрика кислородом. Выдвинутая гипотеза нашла свое подтверждение при исследованиях элементного состава пленок SiO_2 с высоким уровнем модификации углеродом $S_c > 60$ %.

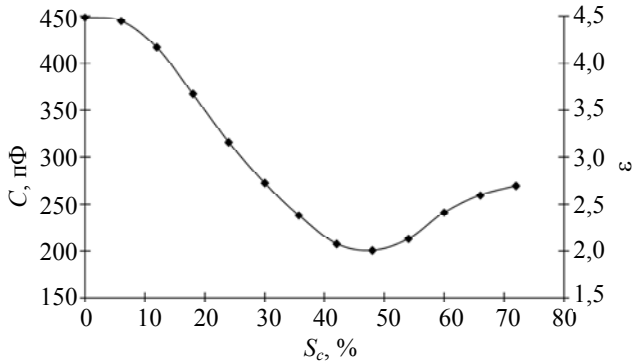


Рис. 6. Зависимость электрической емкости и соответствующей ей диэлектрической проницаемости на низких частотах (1 кГц) для структуры Al–SiO_2–Al от степени модификации диэлектрика углеродом S_c (в условиях нулевой относительной влажности p/p_0 = 0 % и комнатной температуры).

Зависимость тангенса угла диэлектрических потерь tgδ пленок диоксида кремния от степени их модификации углеродом имеет схожую тенденцию. Очевидно, что снижение тангенса угла диэлектрических потерь связано с уменьшением активной составляющей сквозного тока, то есть снижением электропроводности. Снижение электропроводности пористых пленок уже отмечалось ранее в литературе при исследовании пористого кремния [10, 11]. При этом в качестве причин образования обедненных областей предполагается захват носителей заряда ловушками на поверхности пор. Перенос носителей заряда в этом случае будет в значительной степени зависеть от величины пористости, диаметра пор, размеров обедненных областей, от эффективности процессов захвата носителей на ловушки [10, 11].

Основываясь на комплексном исследовании электропроводности структур Al–SiO_2–Al, проводимого как на постоянном, так и переменном токе, было выявлено, что модификация диэлектрических пленок углеродом действительно приводит к снижению электропроводности, а также к изменению механизма электропроводности. В среднем снижение происходит в 3–5 раза (относительно

немодифицированного материала) и хорошо коррелирует с изменением тангенса угла диэлектрических потерь. В качестве основного механизма электропроводности предполагается прыжковый механизм (механизм Мотта). При этом на ВАХ отмечается значительная флуктуация сквозного тока, а также наличие плато, т. е. участков с одинаковым током. Таким образом, гипотеза о наличии обедненных областей вокруг пор находит экспериментальное подтверждение.

Электрическая прочность рассматриваемых диэлектриков снижается с увеличением степени их модификации углеродом. Основной причиной снижения является образование неоднородной пористой структуры, а также проникновение материала верхнего электрода в поры и уменьшение эффективной толщины диэлектрика. Среди причин влияния пористости на электрическую прочность можно выделить усиление внутреннего электрического поля в газонаполненных порах, что подтверждается как результатами моделирования, так и работой авторов работы [12].

Исследование адсорбции

Особенностью пористых систем как объектов структурно-фазового исследования является наличие процессов адсорбции и капиллярной конденсации, имеющих большое прикладное значение в качестве активных элементов сенсоров, датчиков влажности, фильтров обратного осмоса.

Исследования влияния адсорбции паров воды на емкость структуры Al–SiO_2–Al с немодифицированным (S_c = 0 %) и модифицированным диэлектриком (S_c = 48 %) показали значительные различия в изменении емкости. Если для структуры Al–SiO_2–Al с немодифицированным (S_c = 0 %) диэлектриком при изменении p/p_0 от 0 % до 100 % электрическая емкость возрастала в полтора раза, то в случае с модифицированным диэлектриком (S_c = 48 %) емкость увеличилась в пять раз. При этом тангенс угла диэлектрических потерь в случае с модифицированным диэлектриком (S_c = 48 %) возрос более чем на порядок, тогда как для немодифицированного диэлектрика возрос только в три раза. Подобные изменения невозможно объяснить без предположения о заполнении парами воды свободного объема пор под верхним электродом. При этом полученные зависимости являются типичными изотермами адсорбции паров воды в образцах пористого кремнезема.

Резкий рост емкости при относительной влажности более 70 % объясняется переходом от полимолекулярной адсорбции к капиллярной конденсации, описываемой уравнением Кельвина [8]. Предполагается, что в диапазоне относительной влажности 30–70 % протекает полимолекулярная адсорбция влаги, а при относительной влажности более 70 % – капиллярная конденсация.

Исследование оптических свойств

Известно, что основным параметром, характеризующим оптические свойства пленок аморфных материалов, является край оптического поглощения, который описывается известным соотношением Тауца [13]:

$$\left(h\omega\alpha\right)^{1/n} = A\left(h\omega - E_g\right), \qquad (1)$$

где $h\omega$ – энергия фотона; E_g – оптическая щель Тауца; A – постоянная; n – параметр, который в зависимости от типа перехода может иметь четыре различных значения. Так, для разрешенного прямого перехода n = 1/2, для разрешенного непрямого перехода n = 2, для запрещенного прямого перехода n = 3/2, для запрещенного непрямого перехода n = 3.

Для определения ширины оптической щели Тауца измерялись спектральные зависимости коэффициентов пропускания чистой подложки и подложки с пленкой в спектральном интервале 0,2–1,1 мкм. Измерения проводились с помощью оптического спектрофотометра USB 2000. Для измерения использовались модифицированные (S_c > 0 %) и немодифицированные (S_c = 0 %) пленки SiO_2 толщиной 0,2 мкм, нанесенные на подложки NaCl толщиной 2 мм. Толщину пленок определяли методом эллипсометрии.

По спектрам отражения и пропускания пленок определялась спектральная зависимость коэффициента поглощения пленок α в видимой и ближней ультрафиолетовой области спектра. При этом натуральный коэффициент поглощения – α – определялся по закону Бугера–Ламберта:

$$I = I_0 \exp\left(-\alpha d\right), \qquad (2)$$

$$T = \frac{I}{I_0}, \qquad (3)$$

где I – интенсивность после прохождения среды; I_0 – интенсивность входящего пучка; α – коэффициент поглощения; d – толщина образца; T – коэффициент пропускания.

С использованием этих данных строилась спектральная зависимость Тауца $\left(\alpha E\right)^{1/n} = f\left(E\right)$, из которой путем ее экстраполяции в области оптического поглощения определялась оптическая щель Тауца [13]. Экспериментально установлено, что наибольшая достоверность аппроксимации достигается при n = 2, что характерно для разрешенного непрямого перехода.

Анализ спектров отражения и пропускания пленок SiO_2 при различных уровнях модификации углеродом показали наличие немонотонной зависимости размеров оптической щели Тауца от S_c, что видно на рис. 7. Анализируя рис. 7, можно сказать, что модификация пленок SiO_2 углеродом приводит к уменьшению оптической щели Тауца, причем величина изменения напрямую определяется степень модификации S_c.

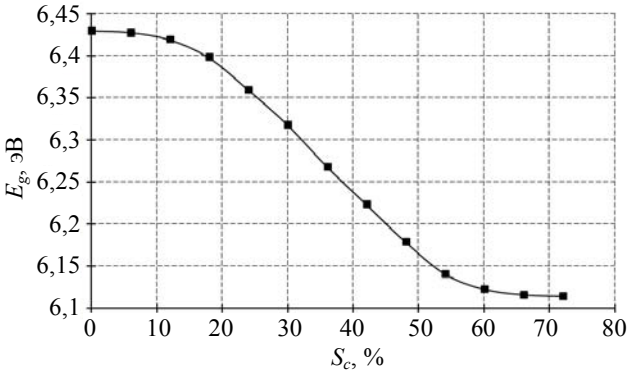


Рис. 7. Зависимость оптической щели Тауца для пленок SiO_2, модифицированных углеродом, от степени модификации диэлектрика углеродом S_c (в условиях нулевой относительной влажности p/p_0 = 0 % и комнатной температуры).

Очевидно, что ширина оптической щели Тауца является фундаментальным параметром материала, характеризующим, в том числе, межзонные электронные переходы, и её изменение должно отразиться на электрических характеристиках пленок SiO_2, модифицированных углеродом, в частности, на электропроводности.

Действительно, при исследовании электропроводности было выявлено ее снижение и наличие плато на ВАХ пленок SiO_2, модифицированных углеродом, причем положение плато, а также их продолжительность зависели от S_c. Появление таких участков на ВАХ впервые зафиксировано при $S_c > 24$ %, что достаточно хорошо согласуется с данными по оптической щели Тауца. На основе многочисленных экспериментов была выдвинута гипотеза, объясняющая снижение электропроводности и появление плато на ВАХ образованием электронных уровней захвата (ловушек) в запрещенной зоне диэлектрика, локализованных преимущественно на границах пор. Эта гипотеза достаточно хорошо согласуется с данными, полученными по оптической щели Тауца. Появление электронных уровней захвата ведет к изменению межзонных переходов, что вызывает уменьшение оптической щели Тауца. Увеличение количества вводимого углерода S_c в пленки SiO_2 приводит к изменению энергетического спектра ловушек и тем самым к уменьшению оптической щели Тауца [13].

Исследование зависимости показателя преломления пленок SiO_2 от степени их модификации углеродом с помощью спектрального эллипсометрического комплекса Эллипс-1891 САГ (длина волны 632,8 нм) также показало его монотонное уменьшение от n = 1,54 до n = 1,25, что говорит о превращении практически беспористой пленки SiO_2 в высокопористую систему с пористостью на уровне 70–80 %. Полученная зависимость показателя преломления пленок SiO_2 от степени их модификации диэлектрика углеродом достаточно хорошо согласуется с аналогичными данными по диэлектрической проницаемости (см. рис. 6).

Исследование пористости

Исследование пористости методом емкостной порометрии [14–16] показало, что с ростом значения S_c пористость пленок значительно увеличивается, достигая предельного значения 70 % (при $S_c \approx 50$ %). Повышение $S_c > 50$ % не приводит к существенному увеличению пористости. Величина связанности пор получилась на уровне 0,04, т. е. поры в основном изолированы. Анализ распределения пор по размерам, проведённый методом емкостной порометрии показал, что значительная часть пор имеет средний радиус 5–15 нм, при этом доля микропор составляет около 50 % от общего объема.

Заключение

Проведённые исследования показывают, что введение углерода в процессе формирования пленок диоксида кремния приводит к образованию самоорганизующейся пористой структуры, которая может быть представлена в виде плотной упаковки стержней с различными координационными числами. В пленке можно выделить пористый и барьерный (остов) слои, причем пористый слой занимает бóльшую часть объема.

Изменение структуры пленок приводит к значительному изменению их электрофизических свойств: снижению эффективной диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь, электропроводности и электрической прочности, показателя преломления и ширины оптической щели Тауца.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки Российской Федерации в рамках Госзадания на 2017–2019 годы (№ 3.8898.2017/8.9).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Gupta S. A., Gaikwad A. S., Mahajan A. M.* // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2017. Vol. 28. No. 19. P. 14763.
2. *Yu M., Cui H., Li H., Zhang S., Kong J., Zhao S., Ai F., Song Y., Zhu X.* // Journal of Physical Chemistry C. 2018. Vol. 122. No. 1. P. 549.
3. *Ullmann K., Ádám P., Sinkó K.* // Journal of Non-Crystalline Solids. 2018. Vol. 499. P. 394.
4. *Baklanov M. R., Dultsev F. N., Vasilyeva L. L., Gavrilova T. A., Mogilnikov K. P., Nenasheva L. A.* Thin Solid Films. 1989. Vol. 171. No. 1. P. 43.
5. *Сахаров Ю. В., Троян П. Е., Жидик Ю. С.* // Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники. 2015. № 4 (38). С. 72.
6. *Adamyan A. Z., Adamian Z. N., Aroutiounian V. M.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2006. Vol. 39. P. 3543.
7. *Troyan P. E., Sakharov Yu. V., Zhigal'skii A. A., Makrushin A. S.* // Russian Physics Journal. 2006. Vol. 49. No. 2. P. 219.
8. *Карнаухов А. П.* Адсорбция. Текстура дисперсных и пористых материалов. – Новосибирск: Наука, 1999.
9. *Шиманович Д. Л.* / Материалы Международной научно-технической конференции INTERMATIC-2017, 20–24 ноября 2017 г. 2017. Ч. 2. С. 573–576.
10. *Unagami T.* // J. Electrochem. Soc. 1980. Vol. 127. No. 2. P. 476.
11. *Anderson R. C., Muller R. S., Tobias C. W.* // J. Electrochem. Soc. 1991. Vol. 138. No. 11. P. 3406.
12. *Arnold D., Cartier E., DiMaria D.* // Phys. Rev. B. 1994. Vol. 49. No. 15. P. 10278.
13. *Коншина Е. А.* // ФТТ. 1995. Т. 37. С. 1120.
14. *Adamyan A. Z., Adamian Z. N., Aroutiounian V. M.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2006. Vol. 39. P. 3543.
15. *Tutov E. A., Andryukov A. Yu., Kashkarov V. M.* // Russian Journal of Applied Chemistry. 2000. Vol. 73. No. 7. P. 1133.
16. *Adamyan A. Z., Adamian Z. N., Aroutiounian V. M.* // Phys. Stat. Sol. (c). 2007. Vol. 4. No. 6. P. 1976.

PACS: 81.05.Je, 52.59.-f, 77.84.-s

Changes in the structure and electrophysical properties of porous silicon dioxide films during carbon modification in a magnetron discharge

Yu. V. Sakharov

Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics
40 Lenin av., Tomsk, 634050, Russia

Received October 16, 2018

Consideration is given to a fundamentally new physical method of receiving porous oxide films of silicon dioxide in vacuum conditions. The self-organization process proves to form spatially spattered pores, to change electrophysical properties of dielectric films and it enlarges their functions. The structure and electrophysical properties of porous films received as a result of self-organization at magnetron spattering of a compound target in an oxygen atmosphere are researched in it. The correlations between porosity, structure and electrophysical properties of porous silicon dioxide films modified by carbon are established. It was found that the formation of the porous structure contributes to the selective adsorption capacity of silicon dioxide films, mainly due to capillary condensation in mesopores, as well as stimulated adsorption. It was found that the formation of the porous structure contributes to the selective adsorption capacity of silicon dioxide films, mainly due to capillary condensation in mesopores, as well as stimulated adsorption.

Keywords: self-organization, porosity, pore, silicon dioxide, capillary condensation, electrophysical properties, magnetron sputtering.

REFERENCES

1. S. A. Gupta, A. S. Gaikwad, and A. M. Mahajan, Materials in Electronics **28** (19), 14763 (2017).
2. M. Yu, H. Cui, H. Li, S. Zhang, J. Kong, S. Zhao, F. Ai, Y. Song, and X. Zhu, Journal of Physical Chemistry C **122** (1), 549 (2018).
3. K. Ullmann, P. Ádám, and K. Sinkó, Non-Crystalline Solids **499**, 394 (2018).
4. M. R. Baklanov, F. N. Dultsev, L. L. Vasilyeva, T. A. Gavrilova, K. P. Mogilnikov, and L. A. Nenasheva, Thin Solid Films **171**, 43 (1989).
5. Yu. V. Sakharov, P. E. Troyan, and Yu. S. Zhidik, Doklady Tomskogo Gosudarstvennogo Universiteta Sistem Upravleniya i Radioehlektroniki **4** (38), 72 (2015)
6. A. Z. Adamyan, Z. N. Adamian, and V. M. Aroutiounian, Phys. D: Appl. Phys. **39**, 3543 (2006).
7. P. E. Troyan, Yu. V. Sakharov, A. A. Zhigal'skii, and A. S. Makrushin, Russian Physics Journal **49** (2), 219 (2006).
8. A. P. Karnauhov, *Adsorption. Texture of Dispersed and Porous Materials* (Nauka, Novosibirsk, 1999) [in Russian].
9. D. L. Shimanovich, in *Proceedings of International Scientific and Technical Conference* (INTERMATIC 2017, International Conference), p. 573.
10. T. J. Unagami, Electrochem. Soc. **127** (2), 476 (1980).
11. R. C. Anderson, R. S. Muller, and C. W. Tobias, Electrochem. **138** (11), 3406 (1991).
12. D. Arnold, E. Cartier, and D. DiMaria, Phys. Rev. B. **49** (15), 10278 (1994).
13. E. A. Konshina, Phys. Silid State **37**, 1120 (1995)
14. A. Z. Adamyan, Z. N. Adamian, and V. M. Aroutiounian, J. Phys. D: Appl. Phys. **39**, 3543 (2006).
15. E. A. Tutov, A. Yu. Andryukov, and V. M. Kashkarov, Russian Journal of Applied Chemistry **73** (7), 1133 (2000).
16. A. Z. Adamyan, Z. N. Adamian, V. M. Aroutiounian, Phys. Stat. Sol. (c) **4** (6), 1976 (2007).