

УДК 538.9, 539

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ОТЖИГ ТОНКИХ ПЛЕНОК СУБОКСИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОСТРУЙНОГО ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ С АКТИВАЦИЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ПЛАЗМОЙ

Е. А. Баранов*, А. О. Замчий^{*,**}, Н. А. Лунев^{*,**}, И. Е. Меркулова*,
В. А. Володин^{**,**}, М. Р. Шарафутдинов^{****}, А. А. Шаповалова^{*****}

* Институт теплофизики им. С. С. Кутателадзе СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

** Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,
630090 Новосибирск, Россия

*** Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

**** Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

***** Институт неорганической химии им. А. В. Николаева СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: itpbaranov@gmail.com, zamchiy@gmail.com, nanochirik9@gmail.com,
itpmerkulova@gmail.com, v.volodin@g.nsu.ru, marat@solid.nsc.ru, shapovalova@niic.nsc.ru

Методом газоструйного осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой синтезированы тонкие пленки аморфного нестехиометрического оксида кремния ($a\text{-SiO}_x\text{:H}$, $0 < x < 2$). Стехиометрический коэффициент пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ варьировался в диапазоне $0,47 \div 1,63$ в зависимости от параметра R , определяемого расходом смеси Ar-SiH_4 . Высокотемпературный (при температуре 950°C в течение 2 ч) отжиг тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ привел к формированию наночастиц кристаллического кремния размером $8,3 \div 12,3$ нм. Показано, что с увеличением параметра R значения степени кристалличности отожженных пленок увеличиваются до 66 %. Сделано предположение, что на положение пика нанокристаллического кремния в спектрах комбинационного рассеяния света оказывают влияние механические напряжения. В результате количественной оценки такого напряжения получены значения $1,0 \div 1,7$ ГПа.

Ключевые слова: нанокристаллический кремний, нестехиометрический оксид кремния, синтез тонких пленок.

DOI: 10.15372/PMTF20220503

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 19-79-10143) (отжиг и диагностика тонких пленок) и в рамках государственного задания Института теплофизики СО РАН № АААА-А19-119061490008-3 (синтез тонких пленок). Синтез тонких пленок осуществлен с использованием уникальной научной установки вакуумного газодинамического комплекса Института теплофизики СО РАН. Оборудование для регистрации спектров КРС предоставлено центром коллективного пользования "ВТАН" НГУ, оборудование для регистрации спектров РСА — центром коллективного пользования "Сибирский центр синхротронного и терагерцевого излучения" на базе ВЭПП-3/ВЭПП-4М/НовоФЭЛ Института ядерной физики СО РАН.

© Баранов Е. А., Замчий А. О., Лунев Н. А., Меркулова И. Е.,
Володин В. А., Шарафутдинов М. Р., Шаповалова А. А., 2022

Введение. Тонкие пленки аморфного гидрогенизированного нестехиометрического оксида кремния ($a\text{-SiO}_x\text{:H}$, $0 < x < 2$) широко используются в микроэлектронике [1], оптоэлектронике [2] и солнечных элементах [3]. В последнее время аморфный нестехиометрический оксид кремния предлагается использовать в качестве переключающего слоя в резистивной памяти с произвольным доступом [4].

Следует отметить, что свойства и характеристики тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ зависят от метода синтеза. Наиболее известными методами являются метод химического осаждения из газовой фазы, активированного электронно-циклотронным резонансом [5], метод химического осаждения из газовой фазы, усиленного плазмой [6], метод химического осаждения из газовой фазы, усиленного плазмой индуктивного разряда [7], метод химического осаждения из газовой фазы, активированного горячей проволокой [8], и метод реактивного импульсного магнетронного распыления постоянным током [9]. В данной работе для синтеза тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ использовался метод газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой (GJ EBP CVD). Ранее данный метод применялся для синтеза тонких пленок аморфного кремния [10, 11] и кремниевых микроканалов [12]. Суть метода состоит в следующем. Через отверстие определенного диаметра в вакуумную камеру подается силансодержащий газ, из которого формируется сверхзвуковая струя. С помощью электронного пучка осуществляется активация сверхзвуковой струи с образованием электронно-пучковой плазмы. В плазме происходят диссоциация и ионизация атомов и молекул газа как первичными, так и вторичными электронами. В результате активации происходит диссоциация молекулы моносилана (SiH_4) с образованием радикалов и ионов, движущихся в струе по направлению к подложке, на которой осуществляется синтез тонкой пленки субоксида кремния. Кислород (O_2) подается в вакуумную камеру отдельно от рабочей смеси газов и попадает в зону активации путем диффузии из фонового газа вакуумной камеры.

Методы химического осаждения применяются не только для осаждения пленок нестехиометрического оксида кремния, но и, например, для синтеза графена [13], методом газоструйного осаждения создаются серебряно-полимерные [14] и алмазные [15] пленки.

Интерес к тонким пленкам $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ обусловлен возможностью получения нанокристаллов кремния в матрице оксида кремния в результате высокотемпературного отжига, обладающих фотолюминесценцией в видимом диапазоне в соответствии с квантово-размерным эффектом. Нанокристаллы кремния формируются при температурах отжига более 750°C в результате разделения аморфной фазы $a\text{-SiO}_x$ на наночастицы кристаллического кремния и матрицу аморфного оксида кремния [16]. Различия морфологии тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после высокотемпературного отжига (размер кристаллита и степень кристалличности) могут быть обусловлены использованием различных методов синтеза, а также разными условиями отжига образцов.

Целью данной работы является исследование влияния высокотемпературного отжига на структурные свойства аморфных гидрогенизированных тонких пленок нестехиометрического оксида кремния с различными значениями стехиометрического коэффициента, синтезированных методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой.

Эксперимент. Тонкие пленки $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ с различными значениями стехиометрического коэффициента были синтезированы методом GJ EBP CVD на подложках из монокристаллического кремния и боросиликатного стекла в течение 60 мин при температуре 260°C . Рабочий газ, который подавался через сопло диаметром 2 мм в вакуумную камеру, состоял из смеси водорода (H_2), аргона (Ar) и моносилана (SiH_4). Расход водорода был постоянным — $386 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$. Значения стехиометрического коэффициента пленок субоксида кремния варьировались путем изменения расхода R смеси Ar (95 %) — SiH_4 (5 %),

который составлял 18, 36, 53, 89 ст.см³/мин. Подача кислорода в вакуумную камеру осуществлялась через натекатель, его расход поддерживался равным 3 ст.см³/мин. Давление в вакуумной камере в процессе синтеза составляло 20 Па. Активация сверхзвуковой струи осуществлялась электронным пучком с ускоряющим напряжением 1000 В при силе тока эмиссии 75 мА. Синтезированные образцы отжигались в течение 2 ч в трубчатой печи при температуре 950 °С в атмосфере аргона.

Структура и толщина осажденной тонкой пленки, полученной на пластинах *c*-Si, определялись методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью микроскопа JEOL JSM-6700 F. Электронный микроскоп оснащен блоком рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), который использовался для оценки элементного состава осажденных пленок.

Размер кристаллитов и объемная кристалличность определялись методом комбинационного рассеяния света (КРС) на спектрометре Horiba Jobin Yvon T64000 с использованием в качестве источника возбуждения излучения Ar⁺-лазера с длиной волны 514 нм. Кроме того, размер кристаллитов определялся с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА). Рентгенограммы были записаны с использованием дифрактометрической станции ВЭПП-3 (канал 5b, рентгеновский детектор OD-3M, длина волны — 1,516 Å) с временным разрешением [17].

Результаты исследования и их обсуждение. Для получения данных о толщине осажденных тонких пленок *a*-SiO_{*x*}:H были получены СЭМ-изображения поперечного среза образцов на кремниевых подложках. На рис. 1 приведены СЭМ-изображения поперечного среза образцов, синтезированных при значениях параметра, определяемого расходом смеси, $R = 18; 89$ ст.см³/мин. Видно, что с увеличением R толщина пленки субоксида кремния увеличивается с 560 до 1300 нм. Кроме того, пленка *a*-SiO_{*x*}:H, синтезированная при $R = 89$ ст.см³/мин, является более пористой и содержит большое количество вертикальных полостей.

С использованием значений времени синтеза и толщины пленок, полученных методом СЭМ, была рассчитана скорость роста тонких пленок. Зависимость скорости роста тонких пленок *a*-SiO_{*x*}:H от параметра R представлена на рис. 2. При увеличении R скорость роста исследуемых образцов увеличивается с 9 до 22 нм/мин. Такое изменение скорости роста ожидаемо, поскольку увеличение параметра R — это фактически увеличение объема рабочего газа (SiH₄), из которого, собственно, и создается пленка. Скорость роста пленки

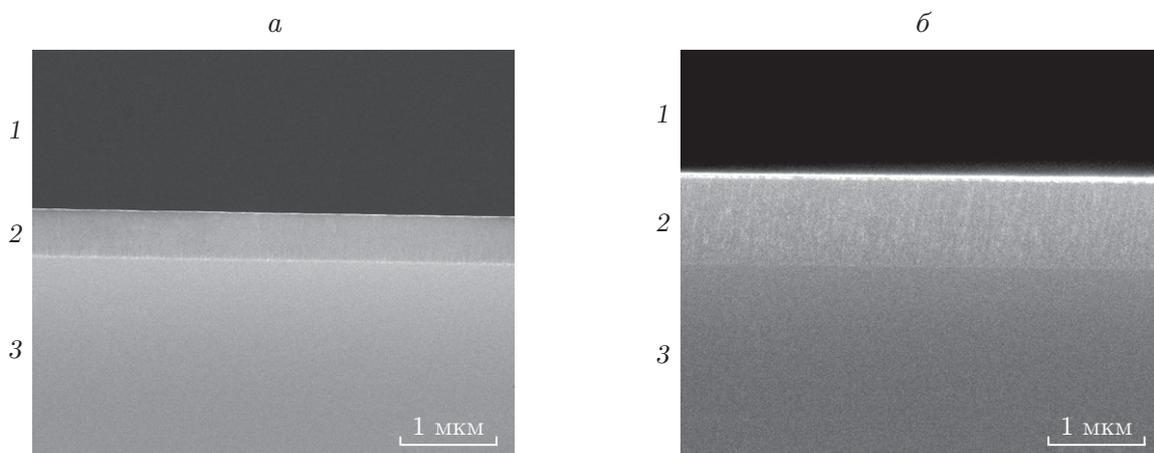


Рис. 1. СЭМ-изображения поперечного среза образцов на кремниевых подложках: *a* — $R = 18$ ст.см³/мин, *б* — $R = 89$ ст.см³/мин; 1 — воздух, 2 — *a*-SiO_{*x*}:H, 3 — *c*-Si

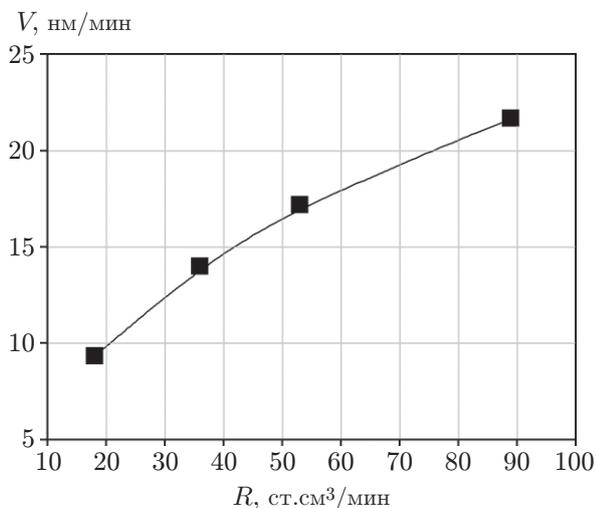


Рис. 2

Рис. 2. Зависимость скорости V роста тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ от параметра R

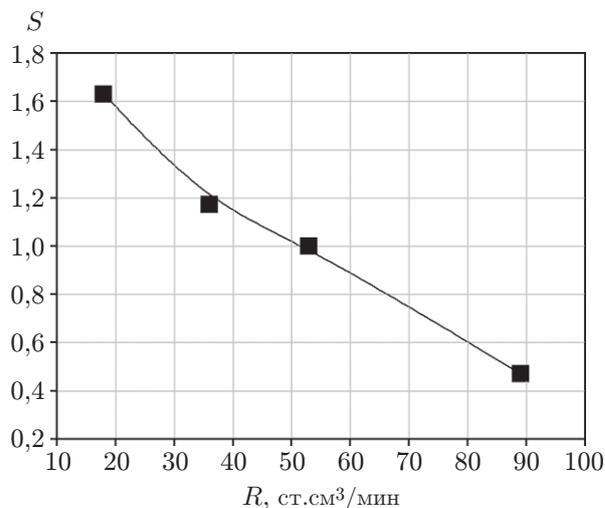


Рис. 3

Рис. 3. Зависимость стехиометрического коэффициента S от параметра R

увеличилась в 2,4 раза, что непропорционально увеличению расхода моносилана в 4,9 раза. По-видимому, это вызвано формированием кремний-кислородных связей в пленке.

Стехиометрический коэффициент тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ был определен с помощью ЭДС-анализа. На рис. 3 представлена зависимость стехиометрического коэффициента от параметра R . Видно, что с увеличением R стехиометрический коэффициент уменьшается практически по линейному закону от значения 1,63 до значения 0,47. Такое уменьшение стехиометрического коэффициента хорошо коррелирует с увеличением скорости роста пленки (см. рис. 2). Поэтому влияние скорости роста на стехиометрический коэффициент пленки можно объяснить следующим образом. В сверхзвуковой струе имеются боковые ударные волны, препятствующие проникновению фонового газа в ось струи. Однако в области, где струя взаимодействует с поверхностью подложки, формируется слой смешения, через который кислород, содержащийся в фоновом газе, попадает в зону роста пленки кремния. В предположении, что скорость, с которой атомы кислорода взаимодействуют с атомами кремния (формирование (Si–O)-связей) на поверхности подложки, является постоянной, поскольку температура подложки, параметры струи и параметры активации остаются неизменными в процессе синтеза, концентрация кислорода в исходной пленке определяется количеством кремнийсодержащих молекул и атомов, из которых формируется пленка. Следовательно, чем больше скорость роста пленки (чем больше количество кремнийсодержащих молекул и атомов, достигших подложки), тем меньше концентрация кислорода в ней. Кроме того, с использованием спектров пропускания инфракрасного диапазона (по пику колебания Si–H в окрестности значения волнового числа $\nu = 640 \text{ см}^{-1}$ [18]) получены значения концентрации водорода в пленках, которые составили приблизительно 2 % для всех рассмотренных в работе значений R .

На рис. 4 представлены нормированные спектры КРС отожженных пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ (для наглядности спектры смещены по вертикали). Во всех спектрах присутствует острый пик при $\nu \approx 518 \text{ см}^{-1}$, соответствующий сигналу нанокристаллитов кремния ($nc\text{-Si}$). Также следует отметить, что при уменьшении параметра R увеличивается интенсивность широкого пика при $\nu \approx 480 \text{ см}^{-1}$, который соответствует сигналу поперечной оптической (transfers optical (TO)) моды аморфного кремния ($a\text{-Si}$).

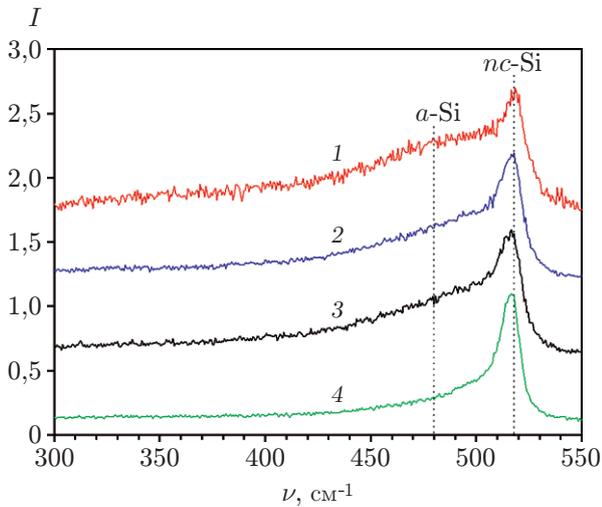


Рис. 4

Рис. 4. Спектры КРС пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после отжига, синтезированных при различных значениях R :

1 — $R = 18 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$, 2 — $R = 36 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$, 3 — $R = 53 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$, 4 — $R = 89 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$

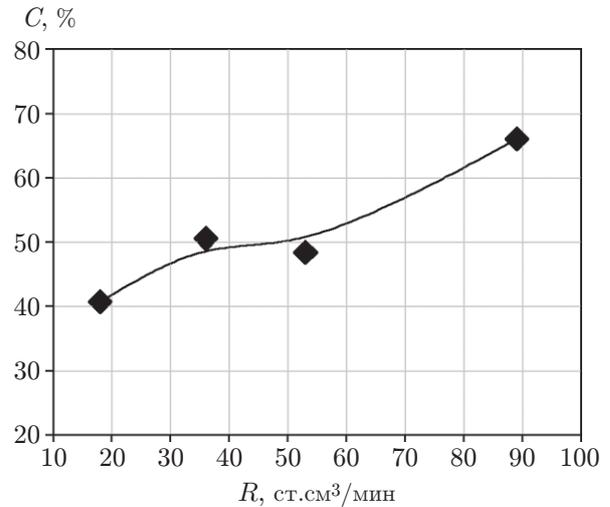


Рис. 5

Рис. 5. Зависимость степени кристалличности C пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после отжига от параметра R

Степень кристалличности тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ оценивалась по спектрам КРС с использованием метода, описанного в работе [19]. Зависимость степени кристалличности от параметра R представлена на рис. 5. Видно, что при увеличении R значение степени кристалличности отожженных пленок увеличивается с 40 до 65 %, поскольку уменьшается концентрация кислорода в пленке и увеличивается количество (Si–Si)-связей, которые могут участвовать в процессе кристаллизации. Такое поведение согласуется с данными экспериментов [20], в которых проводился отжиг пленок субоксида кремния при различных значениях стехиометрического коэффициента при температуре 1000 °С. В [20] показано, что при уменьшении значения стехиометрического коэффициента с 1,27 до 0,90 степень кристалличности увеличивается до 20 %.

Рентгенограммы, полученные для пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$, синтезированных на стеклянных подложках, представлены на рис. 6 (для наглядности спектры смещены по вертикали). На каждой рентгенограмме видны два пика: при $2\Theta = 28,4^\circ$ и $2\Theta = 47,4^\circ$ (Θ — угол рассеяния), соответствующие кристаллическим ориентациям кремния (111) и (220).

С использованием известной формулы Шеррера [21] для пика кремния с кристаллографической ориентацией (111) получены средние значения размера зерна кристаллита кремния $d = 12,3 \text{ нм}$ при $R = 36 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$, $d = 11,4 \text{ нм}$ при $R = 53 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$ и $d = 8,3 \text{ нм}$ при $R = 89 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$ (рис. 7). Погрешность составляет 20 %. Таким образом, с увеличением параметра R средний размер кристаллита, как и значение стехиометрического коэффициента, уменьшается. Этот результат отличается от данных, приведенных в литературе. Например, в работе [22] описан процесс отжига пленок субоксида кремния при температуре 1250 °С и различных значениях стехиометрического коэффициента. Показано, что при увеличении значения стехиометрического коэффициента пленок с 1,07 до 1,34 размер кристаллита, измеренный методом просвечивающей электронной микроскопии, уменьшается с 2,1 до 1,1 нм. В [23] приведены результаты эксперимента по отжигу

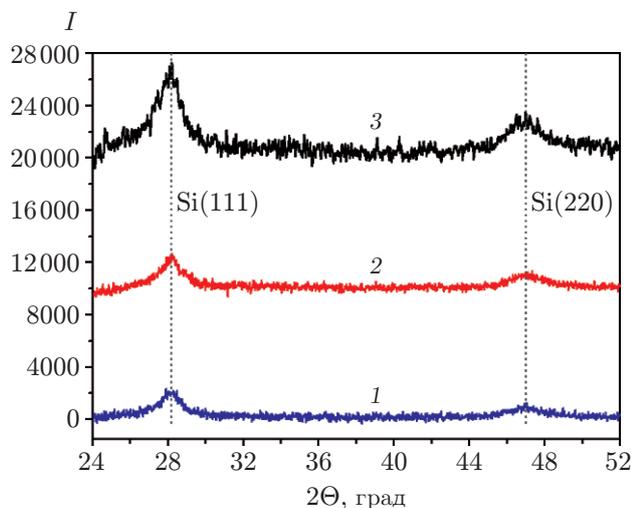


Рис. 6

Рис. 6. Рентгенограммы тонких пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после отжига при различных значениях параметра R :

1 — $R = 36$ ст.см³/мин, 2 — $R = 53$ ст.см³/мин, 3 — $R = 89$ ст.см³/мин

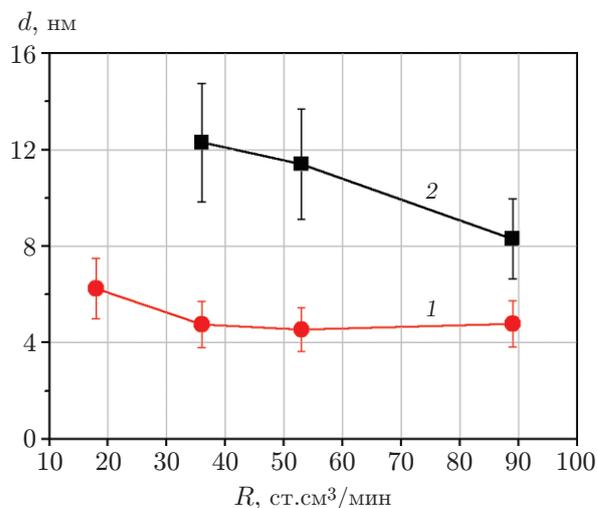


Рис. 7

Рис. 7. Размер кристаллита d пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после отжига, рассчитанный методами КРС (1) и РСА (2)

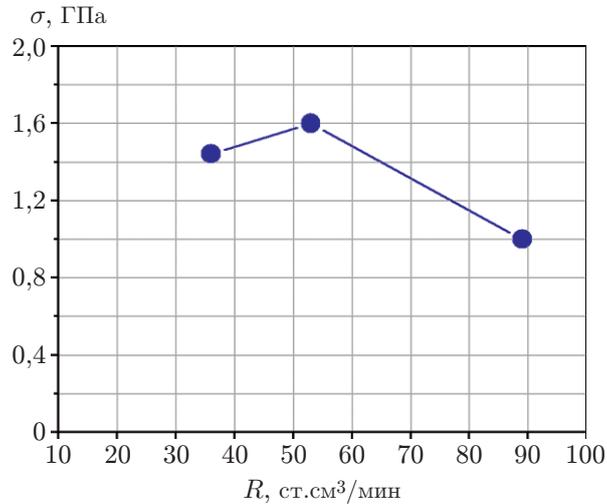
пленки субоксида кремния при температуре 1100 °С. Показано, что при увеличении значения стехиометрического коэффициента пленок с 1,1 до 1,7 размер кристаллита уменьшился с 4,7 до 2,9 нм.

По-видимому, различие данных о кристалличности можно объяснить различием структуры исходных пленок субоксида кремния, которые, как известно, могут соответствовать модели с неупорядоченной случайной сеткой, модели смеси фаз или промежуточной модели [18]. Согласно [18] пленки субоксида кремния, полученные методом GJ EBP CVD, соответствуют промежуточной модели и содержат наноразмерные области с меньшим значением стехиометрического коэффициента, что в результате отжига приводит к формированию более крупных кристаллитов, а также к увеличению размера кристаллита с увеличением значения стехиометрического коэффициента пленки.

На рис. 7 показаны размеры кристаллита кремния, вычисленные с использованием спектров КРС по формулам, приведенным в работе [24]. Полученные значения размера кристаллита кремния слабо зависят от параметра R и находятся в диапазоне 4,6 ÷ 6,3 нм. Эти значения существенно меньше размеров кристаллита кремния, полученных методом РСА.

Как известно, напряжение в нанокристаллах кремния приводит к сдвигу пика в спектре комбинационного рассеяния света, т. е. сдвиг экспериментально полученного пика относительно пика сигнала для монокристаллического кремния определяется размером кристаллита и напряжением. Появление напряжения обусловлено несоответствием решеток кремниевой наноструктуры и матрицы субоксида кремния [25]. Следовательно, для того чтобы определить размер кристаллита кремния с использованием спектров КРС, нужно определить положение пика $nc\text{-Si}$ путем вычитания величины сдвига, вызванного наличием напряжений, из экспериментально полученных значений.

С использованием значений размера кристаллита кремния, полученных методом РСА, можно оценить смещение пика $nc\text{-Si}$ в спектре КРС, обусловленного наличием напряже-

Рис. 8. Напряжение σ в пленках $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ после отжига

ния: $\Delta w = w_{\text{РСА}} - w_{\text{КРС}}$ ($w_{\text{РСА}}$ — значение координаты пика для кристаллита, размер которого определен методом РСА; $w_{\text{КРС}}$ — значение координаты пика для кристаллита, размер которого определен методом КРС). Значения напряжения определяются по приведенной в [20] формуле, которая связывает напряжение и положение пика: $\sigma = \Delta w/1,88$. На рис. 8 приведена зависимость напряжения отожженных пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$, возникающего в результате взаимодействия поверхности нанокристаллита кремния и окружающей матрицы $a\text{-SiO}_x$, от параметра R . Видно, что значения напряжения находятся в диапазоне $1,0 \div 1,7$ ГПа.

Заключение. Методом газоструйного осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой синтезированы тонкие пленки субоксида кремния с различной концентрацией кислорода. Показано, что в данном методе стехиометрический коэффициент пленок субоксида кремния, значения которого варьировались в диапазоне $0,47 \div 1,63$, определяется скоростью роста пленок вследствие изменения параметра R , который определяется расходом смеси газов Ar-SiH_4 .

В результате отжига тонких пленок субоксида кремния при температуре 950°C в течение 2 ч в атмосфере аргона в матрице аморфного высокостехиометрического субоксида кремния сформировались наночастицы кристаллического кремния. Степень кристалличности пленок $a\text{-SiO}_x$ определена с использованием спектров КРС. Увеличение параметра R приводит к увеличению значения степени кристалличности отожженных пленок до 66 %.

При уменьшении параметра R значения среднего размера нанокристаллитов кремния, которые были получены с помощью метода РСА, увеличивались с 8,3 до 12,3 нм. Данные значения больше значений, полученных с помощью метода КРС. По-видимому, на положение пика нанокристаллического кремния в спектрах КРС оказывает влияние напряжение. Результаты оценки напряжения показывают, что оно равно $1,0 \div 1,7$ ГПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Baba Y., Sekiguchi T., Shimoyama I., Hirao N. Electronic structures of silicon monoxide film probed by X-ray absorption spectroscopy // Surface Sci. 2013. V. 612. P. 77–81.
2. Lai B. H., Cheng Ch. H., Lin G. R. Electroluminescent wavelength shift of Si-rich SiO_x based blue and green MOSLEDs induced by O/Si composition Si-QD size variations // Optic. Materials Express. 2013. V. 3. P. 166–175.

3. **Deligiannis D., Van Vliet J., Vasudevan R., et al.** Passivation mechanism in silicon heterojunction solar cells with intrinsic hydrogenated amorphous silicon oxide layers // *J. Appl. Phys.* 2017. V. 121. 085306.
4. **Mehonic A., Munde M. S., Ng W. H., et al.** Intrinsic resistance switching in amorphous silicon oxide for high performance SiO_x ReRAM devices // *Microelectron. Engng.* 2017. V. 178. P. 98–103.
5. **Garcia-Hernansanz R., García-Hemme E., Montero D., et al.** Deposition of intrinsic *a*-Si:H by ECR-CVD to passivate the crystalline silicon heterointerface in HIT solar cells // *IEEE J. Photovoltaics.* 2016. V. 6. P. 1059–1064.
6. **Bieder A., Gruniger A., Von Rohr R.** Deposition of SiO_x diffusion barriers on flexible packaging materials by PECVD // *Surface Coatings Technol.* 2005. V. 200. P. 928–931.
7. **Herth E., Zeggari R., Rauch J. Y., et al.** Investigation of amorphous SiO_x layer on gold surface for surface plasmon resonance measurements // *Microelectron. Engng.* 2016. V. 163. P. 43–48.
8. **Hernández Simón Z. J., Luna López J. A., de la Luz A. D. H., et al.** Spectroscopic properties of Si-*nc* in SiO_x films using HFCVD // *Nanomaterials.* 2020. V. 10. 1415.
9. **Carneiro J. O., Machado F., Rebouta L., et al.** Compositional, optical and electrical characteristics of SiO_x thin films deposited by reactive pulsed DC magnetron sputtering // *Coatings.* 2019. V. 9. 468.
10. **Sharafutdinov R. G., Khmel S. Y., Shchukin V. G., et al.** Gas-jet electron beam plasma chemical vapor deposition method for solar cell application // *Solar Energy Materials Solar Cells.* 2005. V. 89. P. 99–111.
11. **Шарафутдинов Р. Г., Сквородко П. А., Щукин В. Г., Константинов В. О.** Осаждение пленок кремния с использованием газоструйного плазмохимического метода: эксперимент и газодинамическое моделирование // *ПМТФ.* 2018. Т. 59, № 5. С. 22–30.
12. **Баранов Е. А., Замчий А. О., Хмель С. Я.** Синтез ориентированных массивов “микророканатов” из нанопроволок окиси кремния методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой // *Письма в ЖТФ.* 2013. Т. 39, № 22. С. 88–94.
13. **Смовж Д. В., Костогруд И. А., Бойко Е. В. и др.** Синтез графена методом химического осаждения из газовой фазы и его перенос на полимер // *ПМТФ.* 2020. Т. 61, № 5. С. 235–245.
14. **Ребров А. К., Сафонов А. И., Тимошенко Н. И. и др.** Газоструйный синтез серебряно-полимерных пленок // *ПМТФ.* 2010. Т. 51, № 4. С. 176–182.
15. **Ребров А. К., Батраев И. С., Бъядовский Т. Т. и др.** Газоструйное осаждение алмаза на стальной поверхности, покрытой слоем WC-Co или Mo // *ПМТФ.* 2019. Т. 60, № 6. С. 118–129.
16. **Gan J., Li Q., Hu Z., et al.** Study on phase separation in *a*-SiO_x for Si nanocrystal formation through the correlation of photoluminescence with structural and optical properties // *Appl. Surface Sci.* 2011. V. 257. P. 6145–6151.
17. **Evdokov O. V., Titov V. M., Tolochko B. P., Sharafutdinov M. R.** In situ time-resolved diffractometry at SSTRC // *Nuclear Instruments Methods Phys. Res. Sect. A. Accelerators, Spectrometers, Detectors Associated Equipment.* 2009. V. 603. P. 194–195.
18. **Zamchiy A. O., Baranov E. A., Merkulova I. E., et al.** Determination of the oxygen content in amorphous SiO_x thin films // *J. Non-Crystall. Solids.* 2019. V. 518. P. 43–50.
19. **Li Z., Li W., Jiang Y., et al.** Raman characterization of the structural evolution in amorphous and partially nanocrystalline hydrogenated silicon thin films prepared by PECVD // *J. Raman Spectroscopy.* 2011. V. 42. P. 415–421.

20. **Hernández S., Martínez A., Pellegrino P., et al.** Silicon nanocluster crystallization in SiO_x films studied by Raman scattering // J. Appl. Phys. 2008. V. 104. 044304.
21. **Zamchiy A. O., Baranov E. A., Merkulova I. E., et al.** Effect of annealing in oxidizing atmosphere on optical and structural properties of silicon suboxide thin films obtained by gas-jet electron beam plasma chemical vapor deposition method // Vacuum. 2018. V. 152. P. 319–326.
22. **Iacona F., Franzò G., Spinella C.** Correlation between luminescence and structural properties of Si nanocrystals // J. Appl. Phys. 2000. V. 87. P. 1295–1303.
23. **Zhigunov D. M., Shvydun N. V., Emelyanov A. V., et al.** Photoluminescence study of the structural evolution of amorphous and crystalline silicon nanoclusters during the thermal annealing of silicon suboxide films with different stoichiometry // Semiconductors. 2012. V. 46. P. 354–359.
24. **Volodin V. A., Sachkov V. A.** Improved model of optical phonon confinement in silicon nanocrystals // J. Experiment. Theor. Phys. 2013. V. 116. P. 87–94.
25. **Manotas S., Agulló-Rueda F., Moreno J. D., et al.** Lattice-mismatch induced-stress in porous silicon films // Thin Solid Films. 2001. V. 401. P. 306–309.

*Поступила в редакцию 28/II 2022 г.,
после доработки — 21/III 2022 г.
Принята к публикации 28/III 2022 г.*
