

УДК 547.245:541.64

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПРОЗРАЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК ОКСИКАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ****А.Г. Плеханов, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, И.В. Юшина, М.И. Рахманова***Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия*

E-mail: plehanov@niic.nsc.ru

Статья поступила 29 февраля 2016 г.

Полученные плазмохимическим осаждением из газовой смеси 1,1,3,3-тетраметилдиси-лазана с кислородом и азотом ($\text{TMDC} + \text{O}_2 + x\text{N}_2$) в температурном интервале 373—973 К пленки гидрогенизированного $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ являются нанокompозитными, в аморфной части которых распределены нанокристаллы, принадлежащие фазам системы Si—C—N: $\alpha\text{-Si}_{3-x}\text{C}_x\text{N}_4$ и графита. Изменение химического состава газовых смесей приводит к получению пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ с большим интервалом изменения функциональных свойств, таких как: вариация показателя преломления 1,45—2,15; регулируемая прозрачность ($T \sim 92\text{—}99,7\%$) в УФ, видимой и ИК областях спектра; "перестраиваемые" характеристики ширины запрещенной зоны (3,5—5,4 эВ) и значения диэлектрической постоянной 5,2—5,8.

DOI: 10.15372/JSC20160622

Ключевые слова: оксикарбонитрид кремния, нанокompозитные пленки, 1,1,3,3-тетраметилдисилазан, рентгенофазовый анализ с использованием синхротронного излучения, оптические, электрофизические и люминесцентные свойства.

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы тонкие пленки оксикарбонитрида кремния ($\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$) рассматриваются как перспективный материал для возможного применения их в нескольких технологических областях, таких как микроэлектроника, оптоэлектроника, квантовая электроника и солнечная энергетика. В самом деле, эти материалы прозрачны в УФ и видимой области спектра, и их показатели преломления могут варьироваться от значения, соответствующего оксиду кремния (1,46), до состава, близкого к нитриду кремния (2,20), за счет изменения концентрации углерода, кислорода и азота [1]. Оптическая ширина запрещенной зоны также может быть увеличена за счет увеличения количества кислорода [2].

Широкое разнообразие методов осаждения и химических исходных веществ используется с целью получения оксикарбонитрида кремния, оксинитрида кремния и оксикарбида кремния [3, 4], а именно: реактивное ионное распыление, химическое осаждение из газовой фазы с плазменной активацией [5, 6]. Недавно были выявлены замечательные нелинейные оптические свойства тонкопленочного гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния ($\text{SiC}_x\text{O}_y\text{N}_z\text{:H}$), такие как фотоиндуцированная генерация второй гармоники, которые стимулировали интерес к физическим свойствам этого материала с точки зрения фундаментальной физики [7, 8].

В работах [9—12] приводится информация о получении пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$ несколькими исследовательскими группами, которые применяют методы химического осаждения из газовой фазы при пониженном давлении с термической или плазменной активацией таких исходных

газовых смесей, как гексаметилдисилоксан и аммиак, силан и N_2O , силан, пропан и закись азота или аммиак, или поли(уреа)метилвинилсилазан с ацетонитрилом.

Нами для получения пленок гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния использовалось химическое осаждение из газовой фазы с ВЧ плазменной и термической активацией 1,1,3,3-тетраметилдисилазана ($HSi(CH_3)_2)_2NH$ (ТМДС) в смеси с кислородом и азотом. Для получения пленок разного состава широко варьировались соотношения между ТМДС и кислородом, а также азотом и кислородом.

В работе [13] проведено термодинамическое моделирование многокомпонентной системы $Si-C-N-O-H$ в температурной области 300—1300 К, разработан синтез и получены нанокompозитные пленки гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния плазмохимическим разложением ТМДС с варьируемой смесью кислорода и азота (O_2+xN_2) в температурном интервале 373—973 К, изучены типы их химических связей с помощью ИК спектроскопии и элементный состав с помощью рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии, а также исследован состав газовой фазы *in situ* во время горения ВЧ плазмы методом эмиссионной спектроскопии.

Настоящая работа посвящена изучению фазового состава, оптических, электрофизических и фотолюминесцентных свойств нанокompозитных пленок $SiC_xN_yO_z:H$.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Тонкие пленки $SiC_xN_yO_z:H$ синтезировали на нагретых подложках в температурном интервале 373—973 К в кварцевом реакторе туннельного типа с использованием индуктивного способа возбуждения плазмы с помощью ВЧ генератора "Экран-2" (частота 40,68 МГц), при постоянной мощности ВЧ плазмы, равной 50 Вт. В качестве подложек использовались пластины монокристаллического Si ориентации (100) и полированные пластины плавяного кварца, которые подвергались предварительной стандартной химической обработке [14]. Поскольку плазмохимический процесс осуществляется при пониженном давлении, откачку системы производили форвакуумным насосом 2НВР-5ДМ, оборудованным ловушкой с жидким азотом. Перед экспериментом реактор откачивали до остаточного давления 5×10^{-3} Торр.

Исходное кремнийорганическое соединение ТМДС, изготовленное фирмой "Sigma-Aldrich" с чистотой 97 %, представляет собой бесцветную, прозрачную и летучую жидкость с температурой кипения 108,6 °С и упругостью пара 25,8 мм рт. ст. при комнатной температуре, что достаточно для проведения плазмохимического процесса.

Пары исходного ТМДС и дополнительные газы (N_2 и O_2) подавались в реактор отдельно через систему регулирующих и запорных вентилях. Давление газа в реакторе измеряли с помощью вакуумметра Мерадат ВИТ 12Т2. Потоки газообразного ТМДС ($0 \div 4$ см³/мин), азота ($0 \div 1$ см³/мин) и кислорода ($0 \div 1$ см³/мин) подавались в реактор, обеспечивая постоянное рабочее давление в реакторе 6×10^{-2} Торр. Время процесса осаждения фиксировали в момент включения и выключения ВЧ плазмы и меняли в зависимости от требуемой толщины образца (200—1000 нм) от 20 до 120 мин.

В работе использовались несколько исходных газовых смесей N_2 и O_2 с ТМДС. Первая смесь имела химический состав ТМДС+ O_2 + N_2 и следующие соотношения между реагентами: $P_{O_2}/P_{ТМДС} = 0,28$, $P_{N_2}/P_{O_2} = 1,2$ и $P_{N_2}/P_{ТМДС} = 0,35$. Вторая смесь имела состав ТМДС+ O_2 +3 N_2 и соотношения между реагентами: $P_{O_2}/P_{ТМДС} = 0,25$, $P_{N_2}/P_{O_2} = 3,0$ и $P_{N_2}/P_{ТМДС} = 0,75$. Третья смесь имела состав ТМДС+ O_2 +4 N_2 и соотношения между реагентами: $P_{O_2}/P_{ТМДС} = 0,21$, $P_{N_2}/P_{O_2} = 4,08$ и $P_{N_2}/P_{ТМДС} = 0,82$.

Поскольку химический состав пленок $SiC_xN_yO_z:H$ и газовых смесей во время горения ВЧ плазмы изучались в предыдущей статье [13], основное внимание в этой работе уделено исследованию фазового состава пленок, их оптических свойств: показателя преломления, оптического пропускания в УФ, видимой и ИК областях спектра, фотолюминесценции, а также проведению вольт-фарадных измерений.

Методы характеристики. Структура и фазовый состав пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ изучены методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения (РФА—СИ) на станции "Прецизионная дифрактометрия и аномальное рассеяние", находящейся на Втором канале ускорителя на встречных электрон-позитронных пучках ВЭПП-3М Международного Сибирского центра терагерцевого и синхротронного излучения (Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск). При измерениях использовали геометрическую схему Брегга—Брентано [15].

Микроструктуру поверхности исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе JSM-6700F с разрешением 0,18 нм.

Оптические свойства пленок изучали с помощью эллисометра ЛЭФ-3 и спектрофотометра СФ-18 ($\lambda = 400\text{—}750$ нм). Для определения оптического пропускания и значений оптической ширины запрещенной зоны пленок, осажденных на прозрачных подложках, использовался спектрофотометр UV-3101PC (Shimadzu) с интервалом изменения длин волн 190—3200 нм и разрешением 5 нм.

Для изучения электрофизических характеристик изготавливались МДП структуры $\text{Al/SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H/Si(100)}$, в которых в качестве подзатворного диэлектрика использовались пленки оксикарбонитрида кремния. Алюминиевые электроды имели типичную площадь $4,9 \times 10^{-3}$ см². Один контакт находился прямо на электроде затвора, а другой — на обратной стороне кремниевой подложки [16, 17].

Спектры фотолюминесценции пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ были записаны с помощью спектрофлуориметра Fluorolog-3 (Horiba Jobin Yvon). Для возбуждения спектров фотолюминесценции использовали свет с длиной волны, равной 366 нм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изучение структуры и фазового состава пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$. Структуру поверхности пленок изучали с помощью растровой электронной микроскопии высокого разрешения. Поверхность пленок имела однородный, слегка зернистый характер независимо от условий их получения. Наблюдалось изменение размеров зерен с температурой синтеза: от 50 нм при 373 К до 30 нм при 973 К.

Изучение фазового состава пленок с помощью рентгеновского дифрактометра типа Дрон-3 показало, что они являются рентгеноаморфными. Однако с помощью РФА-СИ были получены дифрактограммы, свидетельствующие о наличии в пленках нанокристаллов. На рис. 1 представлены дифракционные картины от пленок, выращенных из газовых смесей ТМДС+He (ранее изученных в работе [18]), рис. 1, *a, б* и ТМДС+ O_2 + 4N_2 (см. рис. 1, *в, г*). Часть дифракционных линий относится к кристаллической фазе $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ [19], а другая относится к расчетным дифракционным линиям, полученным для фаз семейства $\alpha\text{-Si}_{3-x}\text{C}_x\text{N}_4$, где $x = 0, 1, 2, 3$, в статье [20]. Качественный состав фаз изученных двух пленок близок, но имеются различия в размерах кристаллов. Первая пленка содержит нанокристаллы размером 70—100 нм, а вторая — 30—90 нм. Эти размеры определены по уширению дифракционных линий, согласно формуле Селякова—Шеррера [17].

Наличие нанокристаллов в рассматриваемых пленках сходно с полученными нами ранее результатами по синтезу и исследованию пленок из 1,1,1,3,3,3-гексаметилдисилазана [17, 21] в аналогичной экспериментальной установке. Методом высокоразрешающей электронной микроскопии эти пленки были охарактеризованы как наноконкомпозитные, в аморфной части которых распределены нанокристаллы указанных выше фаз.

Спектроскопия комбинационного рассеяния (СКР) света была использована с целью обнаружения примеси свободного графита в пленках оксикарбонитрида кремния. Ранее нами было определено, что сам карбонитрид кремния не имеет пиков в спектре КР, а нанокристаллический графит характеризуется двумя пиками при 1360 см^{-1} (*D* мода) и 1540 см^{-1} (*G* мода) [14]. Размеры нанокристаллов графита были оценены по эмпирическому соотношению Ф. Туинстра (F. Tuinstra) и Дж. Л. Коенига (J.L. Koenig) из соотношения интегральных площадей этих мод

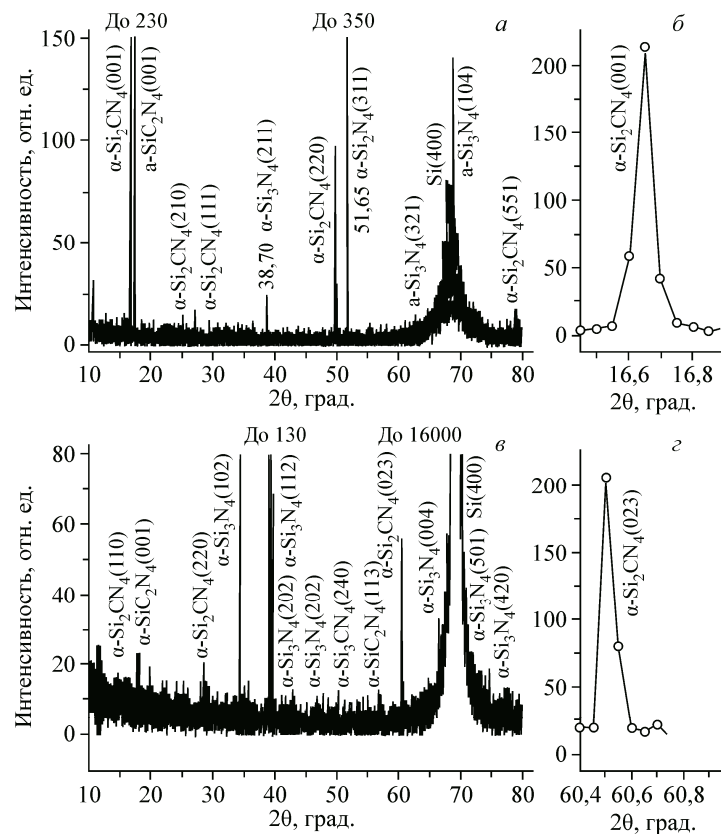


Рис. 1. Дифракционные картины пленок SiC_xN_y (а, б) и $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_2\text{:H}$ (в, г), выращенных при температуре 973 К из газовых смесей ТМДС+He и ТМДС+ O_2 +4 N_2 соответственно; увеличенные дифракционные линии (б) и (г)

[22]. Пленки, полученные из смеси ТМДС+ O_2 + N_2 в области температур 573—973 К, содержат включения нанокристаллического графита, что соответствует достаточно высокому элементному содержанию углерода в них по данным ЭДС [13] в этом температурном интервале (рис. 2, а). Размер нанокристаллов графита с увеличением температуры синтеза уменьшается от 3,6 до ~1,5 нм в указанном интервале. При использовании газовых смесей с большим содержанием азота (ТМДС+ O_2 +3 N_2) и (ТМДС+ O_2 +4 N_2) пленки обладают по данным энергодисперсионной спектроскопии [13] низким содержанием углерода, что приводит к исчезновению *D* и *G* мод в спектрах КР и проявлению в них сильной фотолюминесценции (см. рис. 2, б, в). Обнаружено (см. рис. 2), что во время облучения светом лазера с длиной волны 488 нм пленки сильно

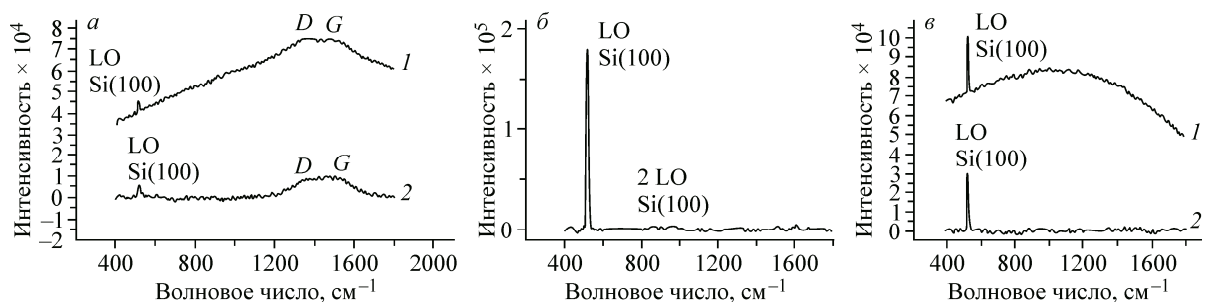


Рис. 2. Спектры КР пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_2\text{:H}$, полученных из газовой смеси ТМДС+ O_2 + N_2 при температуре 773 К (а); из смеси ТМДС+ O_2 +3 N_2 при 773 К (б) и из смеси ТМДС+ O_2 +4 N_2 при 973 К (в); наблюдаемый КРС-спектр (1), спектр КРС без фотолюминесцентного фона (2)

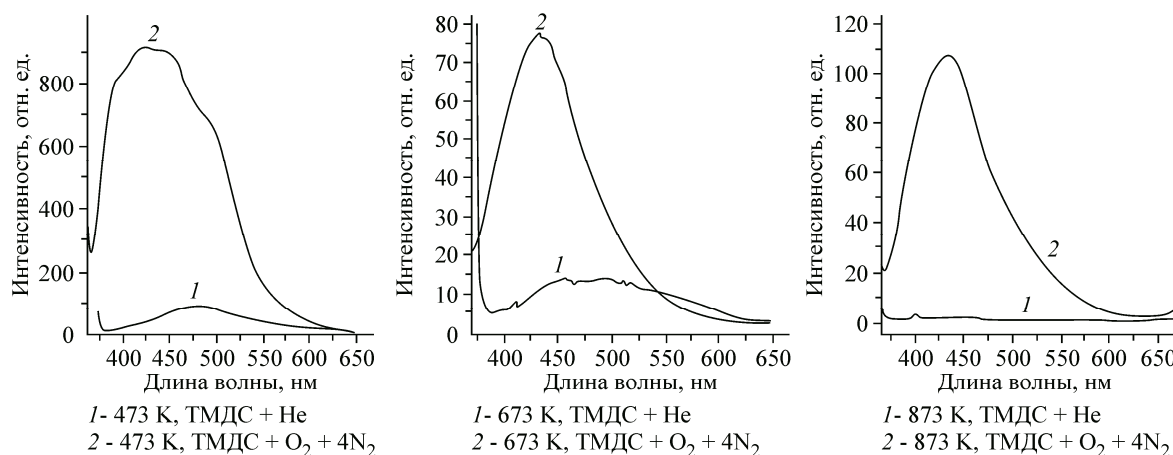


Рис. 3. Зависимость спектров фотолюминесценции пленок SiC_xN_y, выращенных из газовой смеси (ТМДС+He), и пленок SiC_xN_yO_z:H, осажденных из смеси ТМДС+O₂+4N₂, от температуры синтеза

фотолюминесцируют, и полученные спектры КР приходится дополнительно обрабатывать математически.

С помощью спектрофлуориметра Fluorolog-3 (Horiba Jobin Yvon) при $\lambda_{\text{возб}} = 366$ нм были записаны спектры фотолюминесценции пленок, полученных из газовых смесей ТМДС+He [18] и ТМДС+O₂+4N₂ в температурной области 373—973 К (рис. 3). Как видно из рисунка, пленки оксикарбонитрида кремния, выращенные из газовой смеси ТМДС+O₂+4N₂, имеют спектры фотолюминесценции с интенсивностью, многократно превышающей интенсивность спектров фотолюминесценции пленок карбонитрида кремния, полученных из смеси ТМДС и гелия. Максимум полосы свечения в этих спектрах соответствует одной и той же длине волны 430 нм. Поскольку пленки в обоих случаях являются нанокompозитными, предполагается, что разница в интенсивности фотолюминесценции возникла из-за разницы количества и размеров нанокристаллов, являющихся центрами эмиссии света. Также не исключается, что наличие большой концентрации водородсодержащих связей в пленках гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния, выращенных из смеси ТМДС+O₂+4N₂, способствует усилению фотолюминесценции. Указанные пленки могут использоваться в качестве материала светоизлучающих устройств с длиной волны, равной 430 нм.

Изучение физико-химических и функциональных свойств пленок SiC_xN_yO_z:H. Для изучения оптических характеристик осаждение пленок проводилось на прозрачных подложках из плавленого кварца и кремния Si(100). На рис. 4, а приведены интервалы изменения показателя

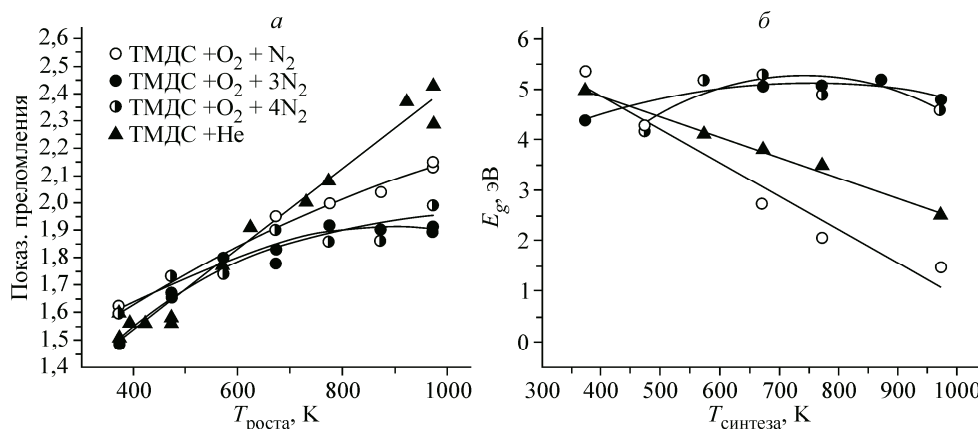


Рис. 4. Зависимость показателя преломления (а) и оптической ширины запрещенной зоны (б) пленок SiC_xN_yO_z:H от температуры синтеза и состава исходной газовой смеси

теля преломления пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z:\text{H}$, выращенных из исходных газовых смесей $\text{TMDC}+\text{O}_2+x\text{N}_2$ в температурной области 373—973 К и значений $P_{\text{O}_2}/P_{\text{TMDC}}$, равных 0,28, 0,25 и 0,21, а именно: 1,62—2,15, 1,49—1,98 и 1,60—1,99 соответственно. Для сравнения при этих же условиях синтеза указан интервал изменения показателя преломления пленок SiC_xN_y , полученных из смеси $\text{TMDC}+\text{He}$ [18], как 1,5—2,43. Отмечается общий для всех пленок рост показателя преломления с ростом температуры вследствие уменьшения содержания в них водорода. Увеличение содержания азота в смесях $\text{TMDC}+\text{O}_2+x\text{N}_2$ способствует уменьшению величины показателя преломления пленок, по-видимому, из-за увеличения в них содержания водородсодержащих связей и уменьшения концентрации углерода [13]. Данный факт подтверждается высокими величинами показателя преломления пленок, выращенных из смеси $\text{TMDC}+\text{He}$ [18], которые демонстрируют наименьшее содержание водородсодержащих связей и высокое содержание углерода в пленках.

Измерения оптических характеристик пленок оксикарбонитрида кремния толщиной 300—400 нм проводились с использованием прозрачных подложек из плавленого кварца с помощью эллипсометрии и спектрофотометрии. Пленки, синтезированные из смеси TMDC с азотом и кислородом, являются высокопрозрачными в УФ, видимой и ИК областях спектра. На рис. 5 приведены спектры пропускания пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z:\text{H}$, выращенных из трех указанных газовых смесей, в температурном интервале 373—973 К. Коэффициенты пропускания этих пленок в УФ и видимой областях спектра имеют значения 91—99, 94—99 и 92—99 % для газовых смесей $\text{TMDC}+\text{O}_2+\text{N}_2$, $\text{TMDC}+\text{O}_2+3\text{N}_2$ и $\text{TMDC}+\text{O}_2+4\text{N}_2$ соответственно. Наблюдается высокое пропускание в широкой ИК области спектра. Надо отметить, что прозрачность указанных выше пленок оксикарбонитрида кремния превышает оптическое пропускание известного оптического материала — плавленого кварца.

Также наблюдается "красный сдвиг" края полосы фундаментального поглощения оптических спектров пленок, выращенных из смеси $\text{TMDC}+\text{O}_2+\text{N}_2$, с ростом температуры синтеза (см. рис. 5, а). Как уже отмечалось в наших предыдущих работах [23, 24], это явление связано с увеличением содержания примесного графита в пленках. Действительно, как показано в [13], в пленках $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z:\text{H}$, полученных из этой газовой смеси, отмечается снижение атомного содержания углерода с ростом температуры синтеза, а образование в пленках примесного sp^2 -углерода подтверждено исследованиями пленок с помощью метода КРС.

В пленках, выращенных из газовых смесей с повышенным содержанием азота, наблюдается "синий сдвиг" края полосы фундаментального поглощения (см. рис. 5, б, в) вплоть до величины 188 нм. Как отмечалось в работе [13], в этих системах с ростом температуры происходит резкое уменьшение атомного содержания углерода в пленках (до нескольких процентов), и их КРС-спектры не имеют пиков примесного углерода. Как указывается в литературных источниках [25], на появление "синего сдвига" края полосы поглощения может сказаться и присутствие нанокристаллов в аморфной матрице, которое наблюдается и в наших пленках.

По краю полосы фундаментального поглощения из спектров пропускания $T(\lambda)$ была оценена оптическая ширина запрещенной зоны E_g для всех исследованных пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z:\text{H}$ по

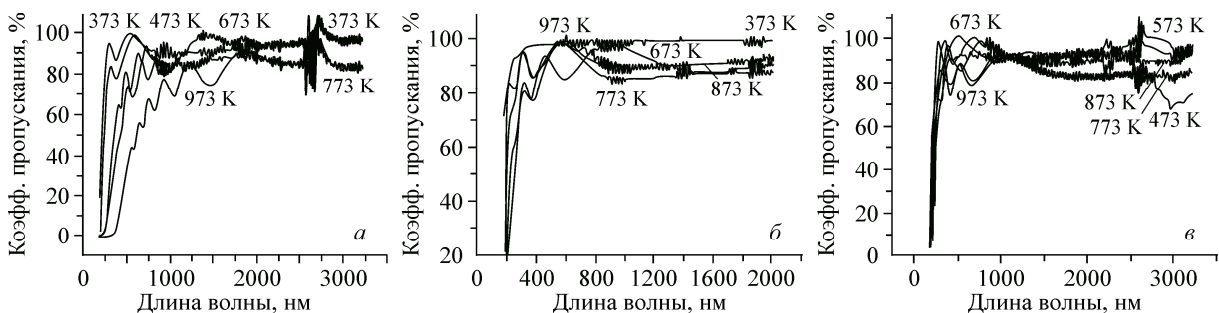


Рис. 5. Зависимость коэффициента оптического пропускания пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z:\text{H}$, выращенных из газовых смесей $\text{TMDC}+\text{O}_2+\text{N}_2$ (а), $\text{TMDC}+\text{O}_2+3\text{N}_2$ (б) и $\text{TMDC}+\text{O}_2+4\text{N}_2$ (в), от температуры синтеза

методу Тауца [26]. На рис. 4, б представлена зависимость E_g от температуры синтеза для пленок, полученных из смесей ТМДС с кислородом и азотом в различных соотношениях и из смеси ТМДС+He [18]. Пленки, синтезированные из смесей ТМДС+O₂+N₂, ТМДС+O₂+3N₂, ТМДС+O₂+4N₂ и ТМДС+He, в температурной области 373—973 К имеют следующие интервалы значений E_g : 5,4—1,5, 4,2—5,2, 4,4—5,4, 5,0—2,5—2,0 эВ соответственно. Значения E_g резко уменьшаются с ростом температуры синтеза в случае пленок, выращенных из смесей ТМДС с гелием и ТМДС+O₂+N₂, из-за содержания в них примеси свободного графита. В случае пленок, выращенных из газовых смесей ТМДС с повышенным содержанием азота, величина оптической ширины запрещенной зоны растет с повышением температуры синтеза. Это явление, по-видимому, связано как с изменением химического состава пленок при этих условиях, так и с увеличением количества нанокристаллов в пленках с ростом температуры синтеза [25].

Проведена характеристика электрофизических свойств диэлектрических пленок SiC_xN_yO_z:H, выращенных из газовых смесей ТМДС+O₂+N₂, ТМДС+O₂+3N₂ и ТМДС+O₂+4N₂ в температурном интервале 373—773 К. Методика измерения диэлектрической постоянной слоев оксикарбонитрида кремния основана на изучении вольт-фарадных характеристик (ВФХ) структур металл—диэлектрик—полупроводник (МДП), в которых металлические электроды изготовлены из алюминия, диэлектриком служат исследуемые слои оксикарбонитрида кремния, а полупроводником — кремниевая подложка, на которую они осаждались. В качестве подложки используется кремний *n*-типа проводимости КЭФ-7,5. МДП структуры Al/SiC_xN_yO_z:H/Si(100) изготавливались с помощью физического осаждения из газовой фазы (PVD) слоя алюминия через маску с площадью отдельного элемента в $S = 0,49$ мм² поверх диэлектрического слоя оксикарбонитрида кремния, выращенного на подложке кремния. Для определения диэлектрической постоянной пленок оксикарбонитрида кремния измеряются высокочастотные ВФХ МДП структур. Емкость C_d МДП структуры в режиме обогащения (положительный потенциал на металлическом электроде) определяется емкостью диэлектрика и вычисляется по формуле $C_d = \epsilon\epsilon_0 S/d$, где d — толщина диэлектрика, измеренная независимым методом эллипсометрии; S — площадь МДП структуры; ϵ_0 — диэлектрическая постоянная вакуума. Из полученных ВФХ следует, что значения диэлектрической проницаемости слоев варьировались от 5,2 до 5,8 в диапазоне температур роста от 373—873 К и 5,2—5,5 в условиях, приемлемых для межсоединительной технологии (623—723 К). Следует отметить, что эти значения диэлектрической постоянной характерны для слоев с низкой пористостью [27], которые могут быть использованы в качестве барьерных слоев против диффузии меди. Таким образом, можно предположить, что слои, изготовленные из газовых смесей ТМДС+O₂+xN₂, перспективны для использования в качестве барьерных слоев против диффузии меди.

ВЫВОДЫ

Разработан метод получения высокопрозрачных в УФ, видимой и ИК областях спектра нанокompозитных пленок SiC_xN_yO_z:H с помощью плазмохимического разложения 1,1,3,3-тетраметилдисилазана в газовых смесях с азотом и кислородом в температурном интервале 373—973 К. Изменение химического состава газовой фазы позволяет получать пленки с большим диапазоном физико-химических и функциональных свойств, таких как: вариация показателя преломления от 1,45 до 2,15, регулируемая прозрачность ($T \sim 91$ —99 %) в УФ, видимой и ИК областях спектра, "перестраиваемые" характеристики ширины запрещенной зоны (1,5—5,4 эВ). Обнаружено, что пленки оксикарбонитрида кремния являются нанокompозитными, в аморфной части которых распределены нанокристаллы, принадлежащие фазам системы Si—C—N: α -Si_{3-x}C_xN₄ и графита, а также обладают фотолюминесцентными свойствами. Эти пленки могут рассматриваться как перспективные прозрачные, антиотражательные покрытия, в качестве светоизлучающего материала в оптоэлектронике и солнечной энергетике или в качестве барьерных материалов против диффузии меди в микро- и нанoeлектронике.

Работа частично поддержана проектом П.2П/V.45-1 "Материалы для кремниевых приборов высокого уровня интеграции" программы Президиума РАН 11.2 "Интеграция и развитие".

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Green M.L., Gusev E.P., Degraeve R., Garfunkel E.L. // *J. Appl. Phys.* – 2001. – **90**. – P. 2057 – 2121.
2. Pandey R.K., Patil L.S., Bange J.P. et al. // *Opt. Mat.* – 2004. – **25**. – P. 1 – 7.
3. Mohite K.C., Kholam Y.B., Mandale A.B. et al. // *Mat. Lett.* – 2003. – **57**. – P. 4170 – 4275.
4. Rebib F., Tomasella E., Dubois M. et al. // *Thin Solid Films.* – 2007. – **515**. – P. 3480 – 3487.
5. Zambov L.M., Ivanov B., Popov C. et al. // *J. Phys. IV.* – 2001. – **11**. – P. Pr3 1005 – 1012.
6. Safi I. // *Surf. Coat. Technol.* – 2000. – **127**. – P. 203 – 218.
7. Rodriguez A. // *Opt. Mater.* – 2002. – **19**. – P. 269 – 274.
8. Kityk I., Mandraci P. // *Phys. Lett. A.* – 2005. – **340**. – P. 466 – 473.
9. Rebib F., Tomasella E., Bêche E. et al. // *J. Physics: Conference Series.* – 2008. – **100**. – P. 082034 – 082038.
10. Davazoglou D. // *Thin Solid Films.* – 2003. – **437**. – P. 266 – 271.
11. Pandey R.K., Patil L.S., Bange J.P. et al. // *Optical Materials.* – 2004. – **25**. – P. 1 – 7.
12. Bae Y.W., Gallois B., Wilkens B.J., Olsen J.E. // *J. Electrochem. Soc.* – 1998. – **145**. – P. 1902 – 1906.
13. Файнер Н.И., Плеханов А.Г., Голубенко А.Н. et al. // *Журн. структур. химии.* – 2016. (в печати).
14. Файнер Н.И., Голубенко А.Н., Румянцев Ю.М., Максимовский Е.А. // *Физ. и хим. стекла.* – 2009. – **35**. – С. 351 – 364.
15. Fainer N.I., Maximovskii E.A., Rumyantsev Yu.M. et al. // *Nucl. Instrum. Meth. A.* – 2001. – **470**. – P. 193 – 197.
16. Fainer N., Rumyantsev Yu., Kosinova M. et al. // *Surface and Coatings Technology.* – 2007. – **201**. – P. 9269 – 9274.
17. Fainer N.I., Plekhanov A.G., Golubenko A.N. et al. // *ECS J. Solid State Science and Technology.* – 2015. – **4**. – P. N3153. – N3163.
18. Файнер Н.И., Голубенко А.Н., Румянцев Ю.М. и др. // *Физ. и хим. стекла.* – 2013. – **39**. – С. 112 – 127.
19. JCPDS International Center for Diffraction Data. 1988. USA. Card no. 41-0360.
20. Файнер Н.И., Косяков В.И. // *Журн. структур. химии.* – 2015. – **56**. – С. 165 – 176.
21. Fainer N.I., Kosinova M.L., Rumyantsev Yu.M. et al. // *J. Phys. Chem. Solids.* – 2008. – **69**. – P. 661 – 668.
22. Tuinstra F., Koenig J.L. // *J. Chem. Phys.* – 1970. – **53**. – P. 1126 – 1130.
23. Файнер Н.И., Голубенко А.Н., Румянцев Ю.М. и др. // *Физ. и хим. стекла.* – 2012. – **38**. – С. 22 – 38.
24. Файнер Н.И., Неткова А.А. // *Химия высоких энергий.* – 2015. – **49**. – С. 308 – 317.
25. Овчинников С.Г., Гижевский Б.А., Сухоруков Ю.П. и др. // *Физика твердого тела.* – 2007. – **49**. – С. 1061 – 1065.
26. Tauc J., Grigorovici R., Vancu A. // *Phys. Status Solidi.* – 1966. – **15**. – P. 627 – 637.
27. Shimizu H., Nagano S., Uedono A. et al. // *Sci. Technol. Adv. Mater.* – 2013. – **14**. – P. 055005 – 055014.