

УДК 519.213

ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК

© 2023 г. А. И. Попов^{a, b, *}, А. Д. Баринов^{a, b, **}, В. М. Емец^a, Д. А. Зезин^{a, b}, Т. С. Чуканова^a, В. П. Афанасьев^a, М. А. Семенов-Шефов^a, В. А. Терехов^c, Э. П. Домашевская^c, М. Ю. Пресняков^d, М. А. Шапетина^e

^aНациональный исследовательский университет “МЭИ”, Москва, 111250 Россия

^bИнститут нанотехнологий микроэлектроники РАН, Москва, 119991 Россия

^cВоронежский государственный университет, Воронеж, 394006 Россия

^dНациональный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, 123182 Россия

^eМосковский педагогический государственный университет, Москва, 119991 Россия

*e-mail: popovai2009@gmail.com

**e-mail: barinovad@mpei.ru

Поступила в редакцию 21.12.2022 г.

После доработки 20.02.2023 г.

Принята к публикации 20.02.2023 г.

Исследовано влияние слабо образующего карбиды металла – алюминия – на фазовый состав, структуру и электрофизические свойства аморфных алмазоподобных кремний-углеродных пленок. Проведено сравнение полученных результатов с влиянием на те же характеристики карбид-образующих переходных металлов – титана и гафния. Показано, что влияние алюминия и переходных металлов на структуру и свойства кремний-углеродных пленок принципиально различно. Введение алюминия в широком диапазоне концентраций, в отличие от переходных металлов, не приводит к образованию в пленках нанокристаллической фазы. Концентрационные зависимости электропроводности при введении алюминия имеют плавный, монотонный характер, а при введении переходных металлов – ярко выраженный перколяционный, а абсолютные значения изменений электропроводности различаются на порядки. Проведенный комплекс исследований позволил сделать заключение, что причины указанных различий обусловлены взаимодействием вводимых металлов с разными химическими элементами пленки. Атомы переходных металлов взаимодействуют, в основном, с атомами углерода с образованием высокопроводящих нанокристаллов карбидов. В противоположность этому атомы алюминия в основном взаимодействуют с атомами кислорода и формируют аморфную фазу оксида алюминия.

Ключевые слова: аморфные кремний-углеродные пленки, алюминий, переходные металлы, структура, фазовый состав, электропроводность, диэлектрические потери.

DOI: 10.31857/S1028096023110171, **EDN:** LXCJUQ

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные алмазоподобные кремний-углеродные пленки, получаемые разложением кремнийорганических прекурсоров, содержат в своем составе, наряду с атомами углерода, значительное количество атомов кремния и кислорода. Их наличие в структурной сетке снижает механические напряжения в материале и увеличивает стабильность аморфного состояния [1]. В свою очередь, снижение напряжений улучшает адгезию этих пленок по сравнению с широко используемыми алмазоподобными пленками аморфного углерода, а высокая стабильность аморфного состояния исходной кремний-углеродной структурной сет-

ки позволяет вводить в них большое количество примесей (например, металлов более 30 ат. % [2]) при сохранении аморфного состояния исходной кремний-углеродной структурной сетки. Последнее дает возможность управлять различными свойствами материала в широких пределах, что обеспечивает создание покрытий с необходимыми механическими, трибологическими [3, 4], биологическими [5], электрическими [6, 7] и другими свойствами. В [8] показано, что использование методов структурной и химической модификации свойств алмазоподобных кремний-углеродных пленок позволило изменить их электропроводность на 12 порядков. В качестве элементов для модификации кремний-углеродных пленок, как правило, используют

переходные металлы, хорошо образующие карбиды. В процессе создания таких соединений возникает наноконструктивная структура, состоящая из диэлектрической аморфной матрицы и обладающих высокой электропроводностью нанокристаллов карбида металла. Вместе с тем, влияние других групп металлов на свойства кремний-углеродных пленок изучено недостаточно. В настоящей работе исследовано влияние на структуру и свойства аморфных алмазоподобных кремний-углеродных пленок металла, имеющего слабое сродство к углероду, а именно алюминия. Проведено сравнение полученных результатов с таковыми для переходных металлов – титана и гафния.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ

Объектами исследования являлись металлосодержащие аморфные алмазоподобные кремний-углеродные пленки, изготовленные плазмохимическим разложением полифенилметилсилоксана (PPMS) [9] в переменном электрическом поле с одновременным магнетронным распылением металла на установке, описанной в [10]. Частота электрического поля составляла 112 кГц. Полифенилметилсилоксан состоит из цепочечных молекул $(\text{CH}_3)_3\text{Si}[\text{CH}_2\text{C}_6\text{H}_5\text{SiO}]_n\text{OSi}(\text{CH}_3)_3$, имеющих несимметричное относительно оси цепочки строение с ответвлениями в виде фенильных и CH_3 -групп. В [11] было показано, что полученные плазмохимическим разложением полифенилметилсилоксана кремний-углеродные пленки содержат молекулы или, по крайней мере, фрагменты молекул полифенилметилсилоксана. Для получения металлосодержащих пленок одновременно с плазмохимическим разложением полифенилметилсилоксана проводят магнетронное распыление металла. В этом случае в зависимости от положения подложек относительно плазматрона и магнетрона, возможно получение набора образцов с различным содержанием металла в едином технологическом цикле. Образцы изготовили на подложках из монокристаллического кремния и металла. В последнем случае, для проведения электрофизических измерений на поверхности пленки формировали алюминиевый электрод. Толщина пленок составляла от 1 до 3 мкм.

Исследования структуры, фазового и элементного состава образцов проводили методами электронной микроскопии высокого разрешения и дифракции на просвечивающем электронном микроскопе STEM/TEM Titan 80-300 и методом рентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе Vega II SBU с энергодисперсионным детектором Inca x-Act. Рентгеновская спектроскопия осуществлена двумя методами: методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на установках Versa Probe II ULVAC-PHI и Kratos Axis Ultra DLD и методом ультрамягкой рентгеновской эмиссионной

спектроскопии – на рентгеновском спектрометре-монохроматоре РСМ-500.

Исследования электрофизических и диэлектрических свойств при различных температурах, проводили на установке для комплексного измерения диэлектрических свойств материалов Novoscontrol Alpha-A и на автоматизированной системе электрофизических измерений ASEС–03Е. Исследования проводили при напряжениях от 1 до 5 В, соответствующих омической области вольтамперных характеристик.

ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ И ДИФРАКЦИЯ

Зависимость химического состава кремний-углеродных пленок от содержания в них алюминия в широком диапазоне концентраций последнего представлено на рис. 1. Видно, что увеличение концентрации алюминия в пленках приводит, в основном, к уменьшению содержания в них углерода, однако концентрация кремния и кислорода изменяется значительно меньше. Поскольку работа магнетрона при получении металлосодержащих пленок обуславливает необходимость присутствия в рабочей камере аргона, концентрация последнего в образцах также контролировали, однако в пленках она составила менее 1%.

Для определения фазового состава алюминий-содержащих кремний-углеродных пленок были проведены исследования методами просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМВР) и электронной дифракции. Примеры ПЭМВР-изображений поперечного среза кремний-углеродных пленок с 18 ат. % алюминия при разных увеличениях представлены на рис. 2а и 2б. Для сравнения на рис. 2 с показано типичное изображение поперечного среза пленки с 15 ат. % переходного металла (титана). На вставках при-

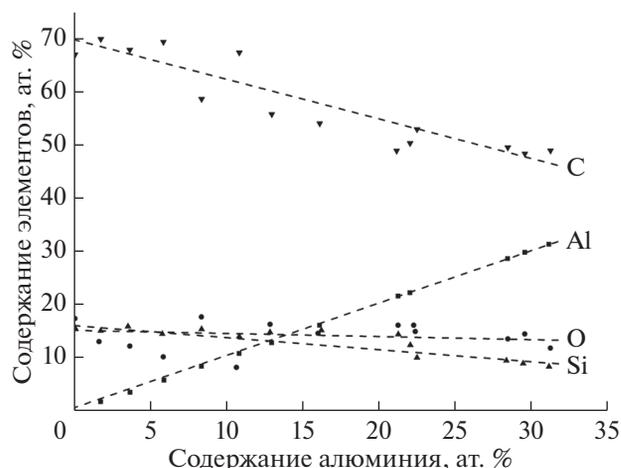


Рис. 1. Зависимость концентрации основных химических элементов в кремний-углеродных пленках от содержания алюминия.

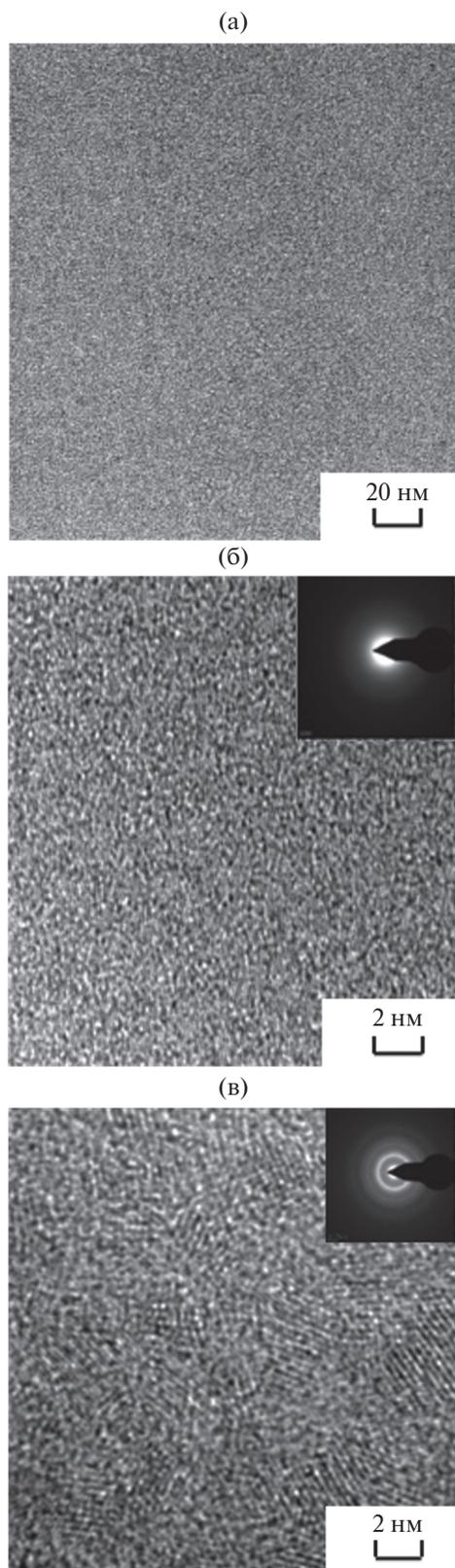


Рис. 2. ПЭМВР-изображения поперечного среза кремний-углеродных пленок с 18 ат. % алюминия с разным увеличением (а, б) и с 15 ат. % титана (в). На вставках приведены соответствующие электронограммы.

ведены дифрактограммы, полученные от этих образцов.

Из сравнения рис. 2а–2в видно, что поведение алюминия и титана в аморфных алмазоподобных кремний-углеродных пленках принципиально различается. В алюминий-содержащих пленках во всем исследованном диапазоне концентраций металла отсутствует нанокристаллическая фаза. Даже в режиме атомарного разрешения (рис. 2б) в образцах отсутствуют области с упорядоченным расположением атомов (нанокристаллы). Отсутствие кристаллической фазы при всех концентрациях алюминия также подтверждается результатами дифракционных исследований: дифрактограммы представляют собой диффузные гало, типичные для аморфной фазы.

В отличие от этого, при введении в кремний-углеродные пленки переходных металлов (титана, гафния [12], молибдена [7], тантала [13] и других) при концентрациях металла выше 2–4 ат. % в аморфных пленках наблюдается кристаллическая фаза карбида металла с размерами кристаллов в несколько нм. На изображении поперечного среза кремний-углеродной пленки с 15 ат. % титана (рис. 2в) видны области с упорядоченным расположением атомов (нанокристаллы). Электронограммы от этих областей имеют достаточно выраженные рефлексы. Минимальная концентрация металла, при которой наблюдаются нанокристаллы, определяется размерами последних и различна для разных металлов [7].

Анализ электронограмм, полученных от нанокристаллов в пленках, содержащих переходные металлы (титан, гафний, молибден, вольфрам), а также фурье-анализ изображений нанокристаллов в танталсодержащих пленках [7, 12, 13], показали, что во всех случаях нанокристаллы представляют собой карбид металла с химической формулой MeC .

РЕНТГЕНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ

Как показано выше, исследования кремний-углеродных пленок с металлами методом электронной микроскопии высокого разрешения совместно с дифракционными исследованиями показали отсутствие каких-либо кристаллических включений в пленках с алюминием и образование нанокристаллов карбидов металла при введении в пленку переходного металла. Для получения информации о химических связях, возникающих при введении атомов алюминия в кремний-углеродные пленки, были проведены исследования образцов методом РФЭС. Для сравнения в тех же режимах были проведены аналогичные исследования пленок с титаном при близких концентрациях металла.

Фотоэлектронные спектры кремний-углеродной пленки с 2.18 ат. % титана представлены на рис. 3. Обзорные спектры РФЭС (рис. 3а) получе-

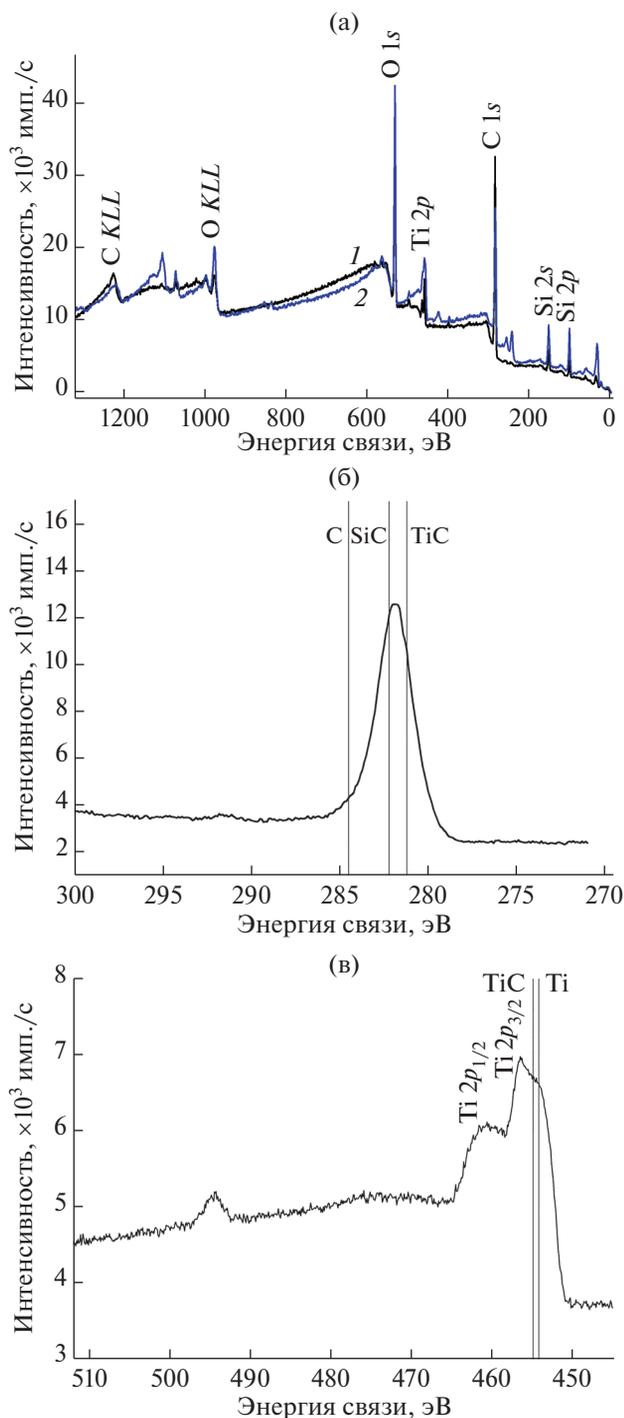


Рис. 3. Обзорный спектр РФЭС (а) и спектры в области энергий связи атомов углерода C 1s (б) и атомов титана Ti 2p (в) образца, содержащего 2.18 ат. % Ti, до (1) и после очистки ионами аргона (2).

ны непосредственно после помещения образца в установку и после удаления приповерхностного слоя путем травления образцов ионами аргона (энергия ионов составляла 2 кэВ, размер области очистки 2×2 мм) до стабилизации химического

состава образцов. Как видно из сравнения спектров, травление поверхности привело к появлению ряда дополнительных пиков и к изменению интенсивностей некоторых существующих пиков (например, углерода), что обусловлено очисткой. Далее в настоящей работе приведены РФЭС-спектры образцов после травления поверхности.

Спектр с высоким разрешением в области энергий связи атомов углерода C 1s показан на рис. 3б. На рис. 3 также показаны положения пиков для энергии связей в чистом углероде и в соединениях TiC и SiC [14]. Как видно из рисунка, пик C 1s в исследуемом образце сдвинут по отношению к пику чистого углерода в область меньших энергий, где расположены пики карбида титана и карбида кремния. Пик в области энергий связей атомов титана Ti 2p (рис. 3в) также сдвинут по отношению к пику чистого титана в сторону положения пика TiC. Приведенные данные согласуются с результатами исследований методами электронной микроскопии и свидетельствуют о том, что при введении в кремний-углеродную пленку атомов переходного металла – титана – последние образуют химические связи с атомами углерода.

Аналогичные результаты были получены при введении в алмазоподобные кремний-углеродные пленки и других переходных металлов – тантала, молибдена, гафния. В [15] было показано, что частичным исключением из этого правила является вольфрам, при введении которого образуется как нанокристаллы карбида вольфрама, так и аморфная фаза оксида вольфрама.

Как было указано выше, в отличие от переходных металлов, введение в кремний-углеродные пленки до 25 ат. % алюминия не приводит к образованию кристаллической фазы. Результаты РФЭС пленок с алюминием (3.66 ат. % Al) представлены на рис. 4. Пик Al 2p (рис. 4б) имеет относительно большую ширину (69–75 эВ) и неправильную форму, что свидетельствует о том, что он состоит из нескольких сигналов. В диапазоне энергий, при которых расположен данный пик, расположены энергии связей чистого алюминия, оксида алюминия, карбида алюминия. Однако форма пика не удовлетворяет критерию Релея. В связи с этим достоверно разделить этот пик составляющие, а соответственно, и определить химические связи атомов алюминия не представляется возможным.

Пик C 1s сдвинут относительно энергии связи в чистом углероде в область меньших энергий, а положение его максимума близко к энергиям связей углерода в карбиде кремния (282.5 эВ) и карбиде алюминия (282.4 эВ) (рис. 4в). Поэтому, исходя из положения пика C 1s, невозможно достоверно определить, какому из двух упомянутых видов связей он соответствует.

Положение пика O 1s (рис. 4г) находится в области энергии связи в оксидах алюминия, что позволяет сделать вывод о наличии оксида алю-

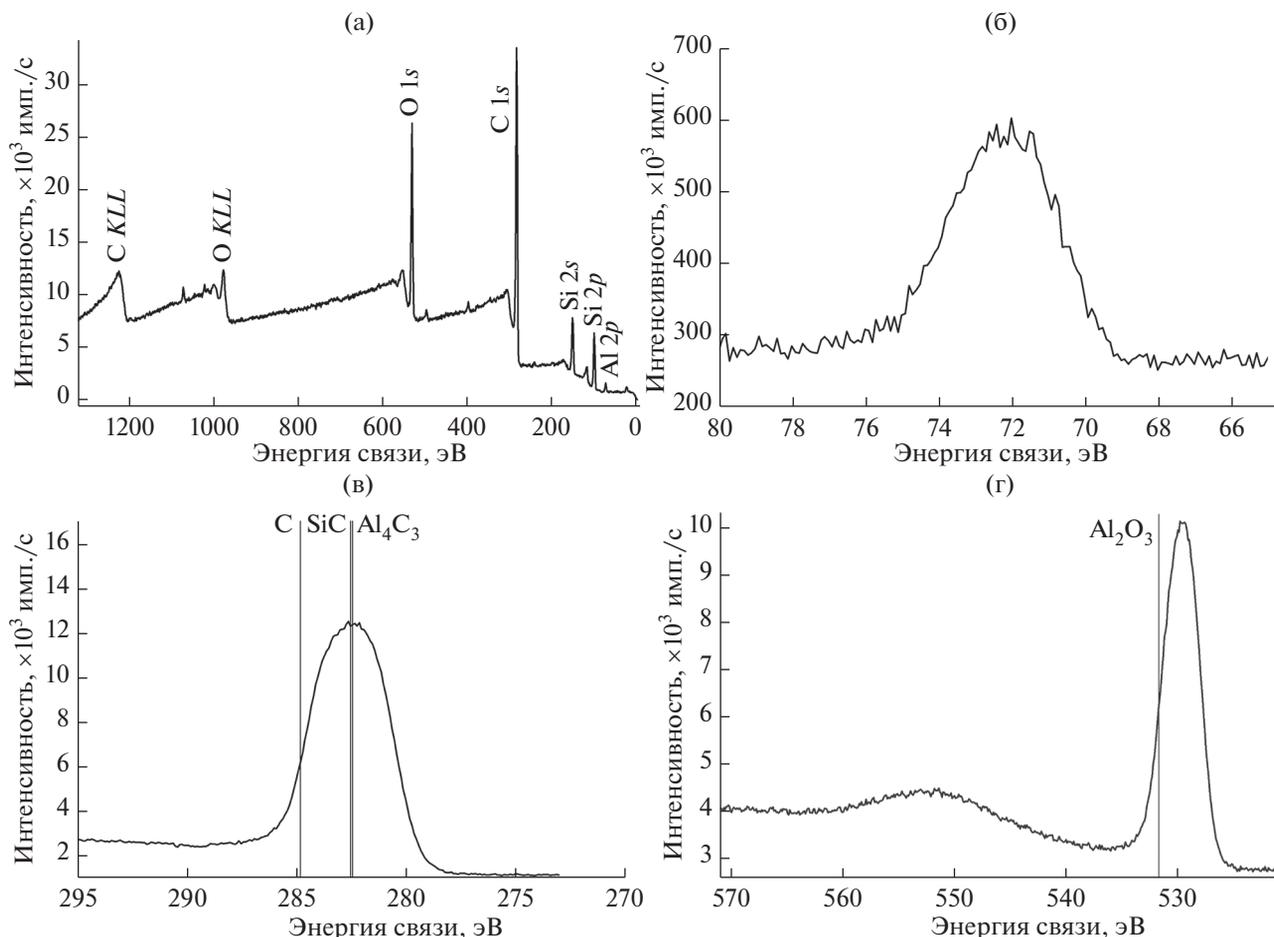


Рис. 4. Обзорный спектр РФЭС (а) и спектры в областях энергий связей атомов алюминия Al 2p (б), атомов углерода C 1s (в) и атомов кислорода O 1s (г) образца, содержащего 3.66 ат. % алюминия.

миния в исследованном объекте. Некоторый сдвиг пика относительно энергии связей в Al_2O_3 может быть обусловлен наличием в образце оксидов нестехиометрического состава AlO_x с $x < 1.5$.

Таким образом, результаты исследований методом РФЭС свидетельствуют, что при введении в пленку атомов переходных металлов последние взаимодействуют с атомами углерода из исходной кремний-углеродной сетки с образованием соответствующих карбидов. В отличие от этого в пленках, содержащих алюминий, образуется фаза оксида алюминия. Вместе с тем результаты РФЭС не дают возможности достоверно определить наличие или отсутствие в этих пленках соединений алюминия с углеродом. Для ответа на этот вопрос были проведены исследования образцов методом ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии. Исследовали пленки с достаточно большим содержанием алюминия (18 и 25 ат. % Al). Были получены рентгеновские эмиссионные $L_{2,3}$ -спектры в области энергий химических связей атомов кремния и атомов алюминия (рис. 5).

Рентгеновские эмиссионные Si $L_{2,3}$ -спектры приведены на рис. 5а. Для оценки фазового состава образцов был проведен расчет спектров моделей с различным соотношением концентраций химических связей кремния с углеродом и кислородом. В качестве эталонных использовали спектры карбида кремния и диоксида кремния. Лучшее совпадение с экспериментальными спектрами показали модели, в которых 65–70% атомов кремния образуют химические связи с углеродом, а 30–35% – с кислородом. Спектры этих моделей изображены на рис. 5 а пунктирной линией. Погрешность приведенных данных, рассчитанная по близости экспериментальных и рассчитанных из модели спектров, не превышает 5%.

Рентгеновские эмиссионные спектры Al $L_{2,3}$ для эталонных образцов чистого алюминия и Al_2O_3 , а также для исследуемых кремний-углеродных пленок с алюминием представлены на рис. 5б. Из их сравнения следует, что главный максимум в спектрах, исследуемых образцов находится между главными максимумами спектров алюминия и

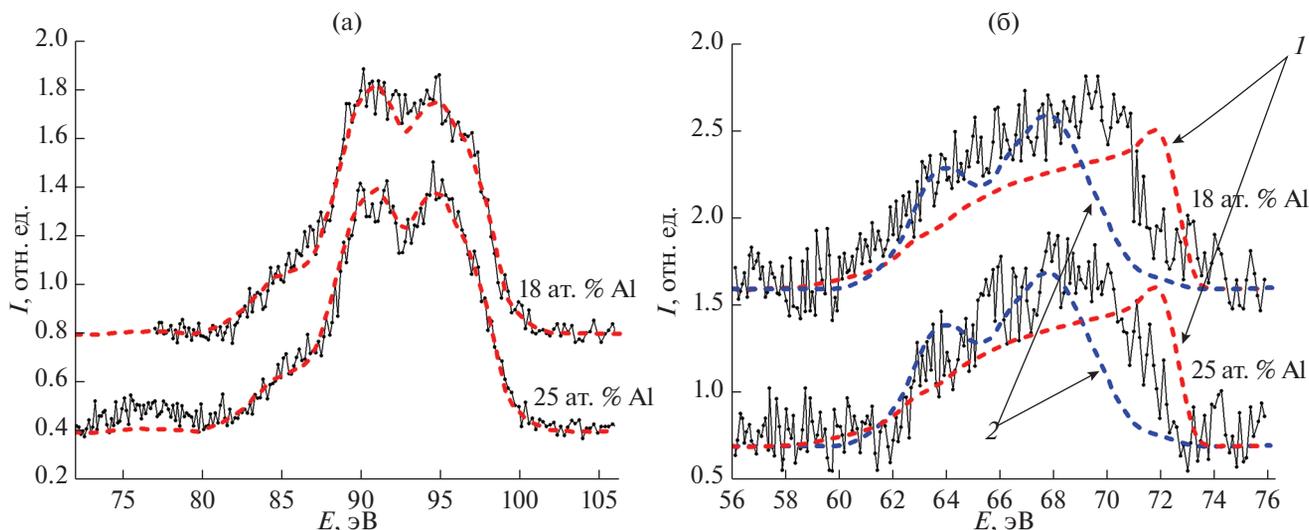


Рис. 5. Рентгеновские эмиссионные $L_{2,3}$ -спектры алюминий-содержащих пленок в области энергий химических связей атомов кремния (а) и атомов алюминия (б). Пунктирными линиями показаны спектры модельных образцов, в которых 65–70% атомов кремния образуют химические связи с углеродом, а 30–35% — с кислородом (а) и спектры эталонных образцов чистого Al (1) и Al_2O_3 (2) (б).

Al_2O_3 . Это может быть связано с наличием в исследуемых пленках оксидов AlO_x с $x \leq 1.5$.

Таким образом, результаты рентгеновской спектроскопии кремний-углеродных пленок с алюминием позволяют сделать вывод об образовании химических связей атомов кислорода с алюминием и атомов кремния с углеродом и кислородом. Однако ни один из использованных методов рентгеновской спектроскопии не дал однозначных подтверждений наличия или отсутствия в пленках карбида алюминия. С другой стороны, слабое сродство углерода к алюминию [16], а также отмеченное в [17] отсутствие пиков карбида алюминия в РФЭС-спектрах аморфных пленок углерода с алюминием позволяют с большой степенью вероятности предположить, что при введении в кремний-углеродные пленки алюминия, существенного количества химических связей Al–C не образуется.

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Кроме прямых экспериментов, информацию о формах вхождения металла в кремний-углеродную пленку могут дать косвенные методы, в частности исследование влияния металла на электрофизические свойства материала. В связи с этим сравним влияние алюминия и переходных металлов на электропроводность и диэлектрические свойства аморфных алмазоподобных кремний-углеродных пленок.

Концентрационная зависимость электропроводности алюминий-содержащих пленок представлена на рис. 6. На этом же рисунке приведены аналогичные зависимости для титан- и гафний-

содержащих пленок из работы [12]. Видно, что характер зависимостей для пленок с алюминием и пленок с переходными металлами коренным образом отличаются друг от друга. Концентрационные зависимости пленок с переходными металлами имеют явно выраженный перколяционный характер. В отличие от этого электропроводность пленок с алюминием монотонно возрастает с увеличением концентрации металла. Кроме вида зависимостей, отличаются и абсолютные значения изменений электропроводности. Так, при изменении концентрации переходного металла от 1 до 11 ат. % электропроводность возрастает на 6–7 порядков. Однако такое же изменение концентрации алюминия вызывает рост электропроводности всего лишь в пределах двух порядков величины.

Рост электропроводности с увеличением концентрации переходного металла в кремний-углеродных пленках в области до порога перколяции объясняется возрастанием объема высокопроводящей фазы карбида металла и увеличением плотности локализованных состояний вследствие заимствования атомов углерода из кремний-углеродной структурной сетки при формировании карбидов металла [18].

Согласно структурным исследованиям, результаты которых изложены выше, при введении алюминия в кремний-углеродные пленки образуется аморфная фаза оксида алюминия. Поскольку оксиды алюминия являются диэлектриком, то образование этой фазы не может вызвать рост электропроводности образца. С другой стороны, образование оксидов алюминия сопровождается изъятием атомов кислорода из кремний-углеродной пленки. Как было отмечено выше, кремний-

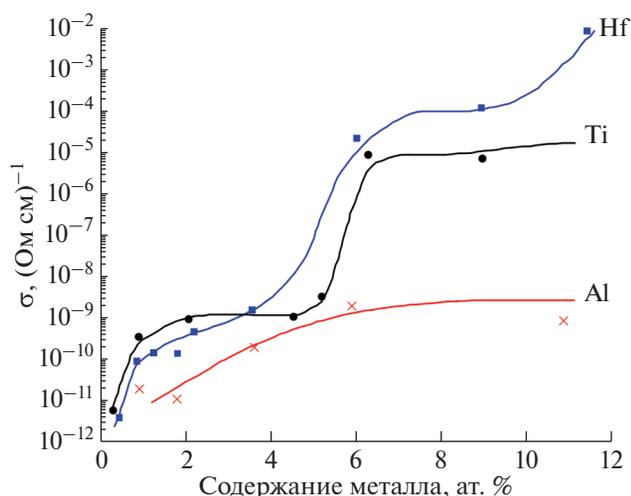


Рис. 6. Зависимость электропроводности кремний-углеродных пленок σ от концентрации в них титана, гафния и алюминия.

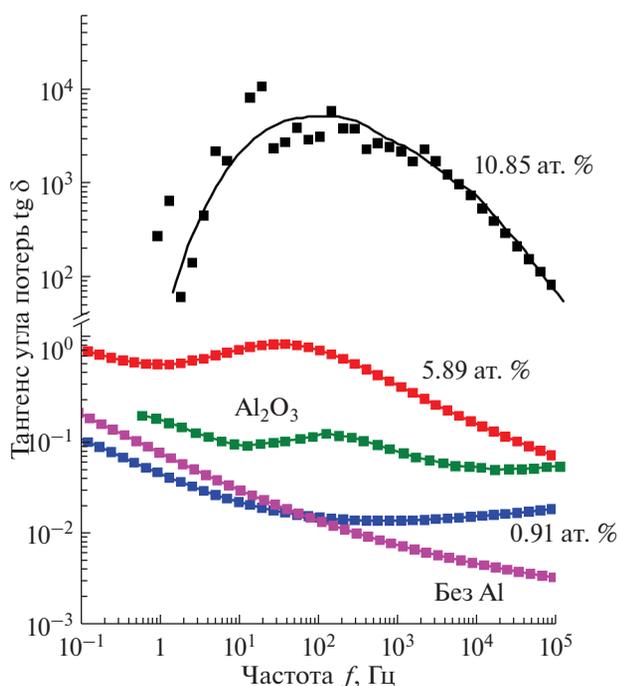


Рис. 7. Частотные зависимости тангенса угла диэлектрических потерь кремний-углеродных пленок при разной концентрации алюминия и пленки Al_2O_3 .

углеродные пленки содержат молекулы или фрагменты молекул полифенилметилсилоксана. Атомы кислорода в этих молекулах являются мостиковыми атомами, соединяющими повторяющиеся элементы молекулы. Поэтому изъятие атомов кислорода при образовании оксидов алюминия должно приводить к дефрагментации молекул кремний-углеродной пленки и, следовательно, к

росту оборванных связей и концентрации локализованных состояний. В свою очередь, учитывая прыжковый характер проводимости в исследуемых объектах [19], увеличение концентрации локализованных состояний в хвостах зон приводит к росту электропроводности.

Исследования диэлектрических свойств металлосодержащих пленок показали, что с увеличением концентрации алюминия более 1–2 ат. % действительная часть диэлектрической проницаемости возрастает, так же как это наблюдали в случае переходных металлов в том же диапазоне концентраций [12]. Следует отметить, что обоих случаях скорость возрастания увеличивается с понижением частоты измерений. Такой вид зависимости характерен для материалов с релаксационной поляризацией. На рис. 7 представлены частотные зависимости тангенса угла диэлектрических потерь кремний-углеродных пленок с содержанием алюминия 0.91, 5.89 и 10.85 ат. % при комнатной температуре. На том же рисунке приведены зависимости для пленки без металла [12] и для пленки Al_2O_3 (при 50°C) [20]. Как видно из рис. 7, добавление в пленку 0.91 ат. % алюминия несколько увеличивает тангенс угла диэлектрических потерь в области частот 10^3 – 10^6 Гц. Введение в пленку 5.89 ат. % алюминия приводит к росту тангенса угла диэлектрических потерь во всем диапазоне частот и к появлению широкого максимума в области 20–200 Гц. Увеличение концентрации алюминия до 10.85 ат. % вызывает существенный рост абсолютных значений тангенса угла диэлектрических потерь, а максимум при частотах 30–50 Гц становится более выраженным.

Сравнивая описанные кривые, полученные при комнатной температуре, с кривой для Al_2O_3 , полученной в [20] при 50°C , можно отметить близкое положение рассматриваемых максимумов. А учитывая, что по данным [20] с увеличением температуры положение максимума сдвигается в сторону больших частот, можно утверждать, что наблюдаемый при 20°C максимум для кремний-углеродных пленок с алюминием и максимум на кривой для пленки Al_2O_3 обусловлены одним и тем же видом релаксаторов. Значительно большие значения тангенса угла диэлектрических потерь пленок при высоком содержании алюминия, по сравнению с Al_2O_3 , объясняется как увеличением токов сквозной проводимости за счет роста электропроводности материала, так и повышением концентрации релаксаторов вследствие дефрагментации молекул при изъятии из них атомов кислорода.

Таким образом, исследования диэлектрических свойств алюминий-содержащих кремний-углеродных пленок также подтверждают образование в них оксидной фазы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные исследования показали, что влияние алюминия и переходных металлов на структуру и электрофизические свойства аморфных алмазоподобных кремний-углеродных пленок принципиально различаются. Так, введение алюминия в эти объекты не приводит к образованию в них нанокристаллической фазы во всем диапазоне исследованных концентраций. В случае же введения переходных металлов при концентрациях выше 2–4 ат. % в пленках возникают кристаллы размером в несколько нм. Причина указанных различий заключается в том, что атомы переходных металлов взаимодействуют, в основном, с атомами углерода, забирая их из исходной структурной сетки пленки, с образованием нанокристаллов карбида металла. В противоположность этому, при введении алюминия происходит в основном взаимодействие атомов металла с кислородом, присутствующим в структурной сетке, с образованием аморфной фазы оксида алюминия AlO_x с $x \leq 1.5$.

Различия в структуре и фазовом составе пленок, в свою очередь, определяют и электрофизические свойства материалов. Зависимости электропроводности пленок от концентрации рассматриваемых металлов различаются как качественно, так и количественно. В случае переходных металлов эти зависимости имеют явно выраженный перколяционный характер с изменениями абсолютных значений электропроводности (в случае титана и гафния) на 6–7 порядков при увеличении концентрации металла до 10–11 ат. %. В случае же введения алюминия концентрационные зависимости электропроводности имеют плавный, монотонный характер с изменением абсолютных значений в пределе двух порядков величины в том же интервале концентраций. Эти изменения обусловлены ростом плотности локализованных состояний в кремний-углеродной структурной сетке за счет изъятия атомов кислорода в результате образования оксидной фазы AlO_x . Образование оксида алюминия в алюминий-содержащих пленках так же подтверждается результатами исследования диэлектрических свойств материала. На частотных зависимостях тангенса угла диэлектрических потерь образцов с содержанием алюминия более 5 ат. % наблюдается максимум при частотах, близких к частоте, на которой расположен максимум на аналогичной зависимости для оксида алюминия.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00864, <https://rscf.ru/project/22-29-00864/>

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Meškiniš Š., Tamulevičienė A.* // Mater. Sci. 2011. V. 17. № 4. P. 358. <https://doi.org/10.5755/j01.ms.17.4.770>
2. *Vencatraman C., Goel A., Lei R., Kester D., Outten C.* // Thin Solid Films. 1997. V. 308–309. P. 173. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(97\)00384-2](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(97)00384-2)
3. *Mangolini F., Krick B.A., Jacobs T.D.B., Khanal S.R., Streller F., McClimon J.B., Hilbert J., Prasad S.V., Scharf T.W., Ohlhausen J.A., Lukes J.R., Sawyer W.G., Carpick R.W.* // Carbon. 2018. V. 130. P. 127. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.12.096>
4. *Zavedeev E.V., Zilova O.S., Shupegin M.L., Barinov A.D., Arutyunyan N.R., Roch T., Pimenov S.M.* // Appl. Phys. A. 2016. V. 122. P. 961. <https://doi.org/10.1007/s00339-016-0508-7>
5. *Bociaga D., Sobczyk-Guzenda A., Szymanski W., Jędrzejczak A., Jastrzebska A., Olejnik A., Swiatek L., Jastrzebski K.* // Vacuum. 2017. V. 143. P. 395. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.06.027>
6. *Величко М.А., Гладких Ю.П.* // Науч. ведомости Белгородского НИУ: Сер. Математика. Физика. 2016. № 6 (227). Вып. 42. С. 115.
7. *Barinov A.D., Popov A.I., Presnyakov M.Yu.* // Inorg. Mater. 2017. V. 53. № 7. P. 690. <https://doi.org/10.1134/S0020168517070019>
8. *Popov A.I., Barinov A.D., Presniakov M.Y.* // J. Nano-electronics Optoelectronics. 2015. V. 9. № 6. P. 787. <https://doi.org/10.1166/jno.2014.1678>
9. *Frolov V.D., Pimenov S.M., Zavedeev E.V., Konov V.I., Lubnín E.N., Kirpienko G.G.* // J. Surf. Invest. X-ray, Synchrotron Neutron Tech. 2007. V. 1. № 3. P. 3203. <https://doi.org/10.1134/S1027451007030135>
10. *Шупегин М.Л.* // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 2. С. 28.
11. *Белогорохов А.И., Додонов А.М., Малинкович М.Д., Пархоменко Ю.Н., Смирнов А.П., Шупегин М.Л.* // Известия вузов. Материалы электронной техники. 2007. № 1. С. 69.
12. *Попов А.И., Баринев А.Д., Емец В.М., Кастро Арта Р.А., Колобов А.В., Кононов А.А., Овчаров А.В., Чуканова Т.С.* // ФТТ. 2021. Т. 63. № 11. С. 1844. <https://doi.org/10.21883/FTT.2021.11.51586.132>
13. *Пресняков М.Ю., Попов А.И., Усольцева Д.С., Шупегин М.Л., Васильев А.Л.* // Российские нанотехнологии. 2014. Т. 9. № 7–8. С. 59. <https://doi.org/10.1134/S1995078014050139>
14. *Naumkin A.V., Kraut-Vass A., Gaarenstroom S.W., Powell C.J.* // NIST X-ray Photoelectron Spectroscopy Database. Version 4.1. 2012. <https://doi.org/10.18434/T4T88K>
15. *Попов А.И., Афанасьев В.П., Баринев А.Д., Бодиско Ю.Н., Грязев А.С., Мирошникова И.Н., Пресняков М.Ю., Шупегин М.Л.* // Поверхность. Рентген-, синхротрон. и нейтрон. исслед. 2019. № 9. С. 49. <https://doi.org/10.1134/S0207352819090129>
16. *Jansson U., Lewin E.* // Thin Solid Films. 2013. V. 536. P. 1. <https://doi.org/10.1016/J.TSF.2013.02.019>

17. Bouabibsa I., Lamri S., Sanchette F. // Coatings. 2018. V. 8. Iss. 10. P. 370. <https://doi.org/10.3390/coatings8100370>
18. Попов А.И., Баринов А.Д., Емец В.М., Чуканова Т.С., Шупегин М.Л. // ФТТ. 2020. Т. 62. Вып. 10. С. 1612. <https://doi.org/10.21883/FTT.2020.10.49905.116>
19. Popov A. Disordered Semiconductors: Physics and Applications (2nd Edition). Pan Stanford Publishing, 2018. 330 p. <https://doi.org/10.1201/b22346>
20. Борисова Т.М., Каспро Р.А. // Труды МФТИ. 2013. Т. 5. № 1. С. 21.

Influence of Aluminium on the Structure and Electrical Properties of Amorphous Diamond-Like Silicon-Carbon Films

A. I. Popov^{1,2,*}, A. D. Barinov^{1,2,**}, V. M. Yemets¹, D. A. Zezin^{1,2}, T. S. Chukanova¹, V. P. Afanas'ev¹,
M. A. Semenov-Shefov¹, V. A. Terekhov³, E. P. Domashevskaya³,
M. Yu. Presnyakov⁴, and M. A. Shapetina⁵

¹National Research University "Moscow Power Engineering Institute", Moscow, 111250 Russia

²Institute of Nanotechnology of Microelectronics RAS, Moscow, 119991 Russia

³Voronezh State University, Voronezh, 394006 Russia

⁴National Research Center "Kurchatov Institute", Moscow, 123182 Russia

⁵Moscow State Pedagogical University, Moscow, 119991 Russia

*e-mail: popovai2009@gmail.com

**e-mail: barinovad@mpei.ru

This article studies the influence of aluminium, a weak-carbide-forming metal, on phase composition, structure, and electro physical properties of amorphous diamond-like silicon-carbon films. The results of this study are compared with the influence on the same characteristics of strong-carbide-forming transition metals – titanium and hafnium. It is shown that the effects of aluminium and transition metals on the structure and properties of silicon-carbon films are fundamentally different. The addition of aluminium in a wide range of concentrations, in contrast to transition metals, does not lead to formation of a nano-crystalline phase in the films. The dependence of electrical conductivity on the aluminium concentration is smooth and monotonic, but in the case of transition metals, it has a pronounced percolation form. In addition, the absolute values of changes in electrical conductivity differ by orders of magnitude. The performed studies allowed us to conclude that the reasons for these differences are due to the interaction of metals with different chemical elements of the film. Transition metal atoms interact mainly with carbon atoms to form nanocrystals of highly conductive carbides. In contrast, aluminium atoms mainly interact with oxygen atoms and form an amorphous phase of aluminium oxide.

Keywords: silicon-carbon films, aluminium, transition metals, structure, phase composition, electrical conductivity, dielectric losses.