

03,13

Влияние переходных металлов на диэлектрические свойства алмазоподобных кремний-углеродных пленок

© А.И. Попов^{1,2}, А.Д. Баринов^{1,2}, В.М. Емец¹, Р.А. Кастро Арта³, А.В. Колобов³,
А.А. Кононов³, А.В. Овчаров⁴, Т.С. Чуканова¹

¹ Национальный исследовательский университет „МЭИ“,
Москва, Россия

² Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН,
Москва, Россия

³ Российский государственный педагогический университет им. А.И. Герцена,
Санкт-Петербург, Россия

⁴ Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“,
Москва, Россия

E-mail: popovai2009@gmail.com

Поступила в Редакцию 28 мая 2021 г.

В окончательной редакции 28 мая 2021 г.

Принята к публикации 10 июня 2021 г.

Проведены исследования влияния переходных металлов на фазовый состав, электрические и диэлектрические свойства алмазоподобных кремний-углеродных пленок, изготовленных плазмохимическим разложением полифенилметилсилоксана. Получены частотные, температурные и концентрационные зависимости указанных свойств. Показано, что с увеличением концентрации металла электропроводность непрерывно возрастает, а концентрационные зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь имеют минимум при концентрациях металла 0.5–2 at.%. Анализируются возможные причины этого явления.

Ключевые слова: кремний-углеродные пленки, переходные металлы, структура, электропроводимость, диэлектрическая проницаемость, диэлектрические потери, концентрационные зависимости, поляризация.

DOI: 10.21883/FTT.2021.11.51586.132

1. Введение

Аморфные алмазоподобные кремний-углеродные пленки являются относительно новым и интенсивно исследуемым видом покрытий, свободным от большинства недостатков алмазоподобных пленок аморфного углерода [1]. В [2] было показано, что высокая стабильность структурной сетки этих материалов позволяет в широких пределах управлять их свойствами методами структурной и химической модификаций. Это дает возможность получения покрытий с необходимыми механическими, трибологическими свойствами [3,4] и электропроводностью [5,6]. Вместе с тем, исследований диэлектрических свойств указанных материалов значительно меньше. В [7] проведено исследование влияния типа кремнийорганического прекурсора, из которого плазмохимическим разложением изготавливались пленки, на их диэлектрические свойства. Влияние же на эту группу свойств введения в материал примесей практически не исследовалось. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния химической модификации алмазоподобных кремний-углеродных пленок переходными металлами на их диэлектрические свойства.

2. Объекты и методы исследования

Объектами исследования являлись металлосодержащие кремний-углеродные пленки, изготовленные плазмохимическим разложением полифенилметилсилоксана $(\text{CH}_3)_3\text{Si}[\text{CH}_2\text{C}_6\text{H}_5\text{SiO}]_n\text{OSi}(\text{CH}_3)_3$ (PPMS) с одновременным магнетронным распылением металла (титан, гафний) на установке, описанной в [2]. Конструкция установки позволяет получать в едином технологическом цикле набор образцов с различным содержанием металла в диапазоне от 0.2 до 10 at.%, либо набор образцов с различным содержанием металла в диапазоне от 6 до 25–30 at.%. Средняя концентрация металла в образцах, полученных в едином технологическом цикле, определяется положением подложек относительно плазмотрона и магнетрона. Пленки изготавливались на подложках из монокристаллического кремния для электрономикроскопических исследований и на металлических подложках (алюминий, нержавеющая сталь) для электрофизических измерений. В последнем случае на верхней поверхности пленки методом термического осаждения формировался электрод из алюминия диаметром 5–8 мм. Толщина пленок составляла от 1 до 3 мкм. Температура подложкодержателя при синтезе пленок составляла 120–130°C.

Исследования структуры, фазового и элементного состава пленок проводилось методами электронной микроскопии высокого разрешения и дифракции на просвечивающем электронном микроскопе STEM/TEM Titan 80-300 (FEI, США) и методом рентгеноспектрального микроанализа на растровом электронном микроскопе Vega II SBU (Tescan, Чехия) с энергодисперсионным детектором Inca x-Act (Oxford Instruments, Великобритания). Исследования электрофизических и диэлектрических свойств при различных температурах, проводились на установке для комплексного измерения диэлектрических свойств материалов Novocontrol Alpha-A (Германия) и на автоматизированной системе электрофизических измерений ASEС-03E (Россия). Исследования проводились при напряжениях от 1 до 5 V, соответствующих омической области вольтамперных характеристик.

3. Исследования структуры и фазового состава пленок

Известно, что введение в кремний-углеродную пленку металлов при их содержании более 7–12 at.% (в зависимости от вида металла) приводит к образованию двухфазной системы: аморфная кремний-углеродная матрица с внедренными в нее нанокристаллами размерами единицы nm [8]. При этом, последние представляют собой либо металл (при введении платины [9] или серебра [10]), либо карбид металла MeC (при введении переходных металлов [11]). Однако, проведенные в настоящей работе исследования фазового состава металлосодержащих пленок с невысоким содержанием металла показали, что в титансодержащих пленках при концентрациях металла от 0.5 до 4.0 at.% и в гафнийсодержащих пленках с концентрацией металла от 0.5 до 2.5 at.% нанокристаллическая фаза не наблюдается на электрономикроскопических изображениях высокого разрешения и не регистрируется при дифракционных исследованиях.

В качестве примера на рис. 1, *a* и *b* приведены электроно-микроскопические изображения поперечного среза пленок и дифракционные картины от образцов с 2 at.% титана и гафния. Для сравнения на рис. 1, *c* и *d* представлены аналогичные результаты для титан- и гафнийсодержащих пленок с содержанием металла 20 at.%.

Как видно из рисунков, на изображениях с высоким разрешением в случае пленок с низким содержанием титана (рис. 1, *a*) и гафния (рис. 1, *b*) отсутствуют признаки периодичности в расположении атомов, а дифракционная картина представляет собой диффузное гало, типичное для аморфной фазы. В противоположность этому в случае пленок с высоким содержанием титана (рис. 1, *c*) и гафния (рис. 1, *d*) на изображениях видны нанокристаллы с упорядоченным расположением атомов (отмечены белыми контурами), а электроно-

грамма от этих областей имеет выраженные рефлексы (рис. 1, *d*).

Следует отметить, что отсутствие признаков кристаллической фазы в полученных экспериментальных данных не является доказательством отсутствия карбида металла в исследуемых образцах. Ранее [6] было установлено, что размеры нанокристаллов карбида металла зависят от вида введенного металла. Так при близких концентрациях металла (от 15 до 19 at.%) средние диаметры нанокристаллов карбидов составляли: в случае MoC порядка 2.5 nm, в случае HfC порядка 1.5 nm, в случае TaC от 4 до 8 nm, в случае TiC менее 2 nm. Учитывая, что при высоких концентрациях металла размеры нанокристаллов карбидов гафния и титана в пленках составляют не более 2 nm, разумно предположить, что при малых концентрациях этих металлов даже в случае формирования карбидных областей в пленке (т.е. областей с химическими связями металл-углерод), эти области не фиксируются на электрономикроскопических изображениях высокого разрешения как кристаллы и лежат ниже порога чувствительности дифракционных методов (т.е. образцы являются „электроно-аморфными“). Вместе с тем, отсутствие кристаллов проводящей фазы нанометровых размеров необходимо учитывать при интерпретации концентрационных зависимостей физических свойств рассматриваемых материалов.

4. Исследования электрофизических свойств

Зависимости электропроводности титансодержащих кремний-углеродных пленок от концентрации металла при разных температурах представлены на рис. 2. Там же приведена зависимость для гафнийсодержащих пленок при комнатной температуре.

Как и в случаях других металлов [6], введение титана и гафния в кремний-углеродную пленку вызывает рост электропроводности. Увеличение электропроводности пленок с ростом концентрации переходного металла, как правило, объясняют увеличением объема проводящих включений в пленке вследствие образования нанокристаллов карбида металла и соответствующим уменьшением эффективной толщины высокоомной кремний-углеродной матрицы. Однако, как было показано выше, при концентрациях исследуемых металлов до 4 at.% нанокристаллы в пленках вообще не наблюдаются. С другой стороны, в диапазоне концентраций металла от 0 до 4 at.% электропроводность пленок возрастает на два-три порядка величины (см. рис. 2).

При анализе причин изменения свойств кремний-углеродных пленок при введении в них переходных металлов необходимо принять во внимание, что атомы металла в пленке для образования связей металл-углерод заимствуют углерод из кремний-углеродной матрицы. Это приводит к изменению структуры и свойств последней. Указанные изменения могут заключаться в следующем. Во-первых, как отмечалось в [2], изъятие

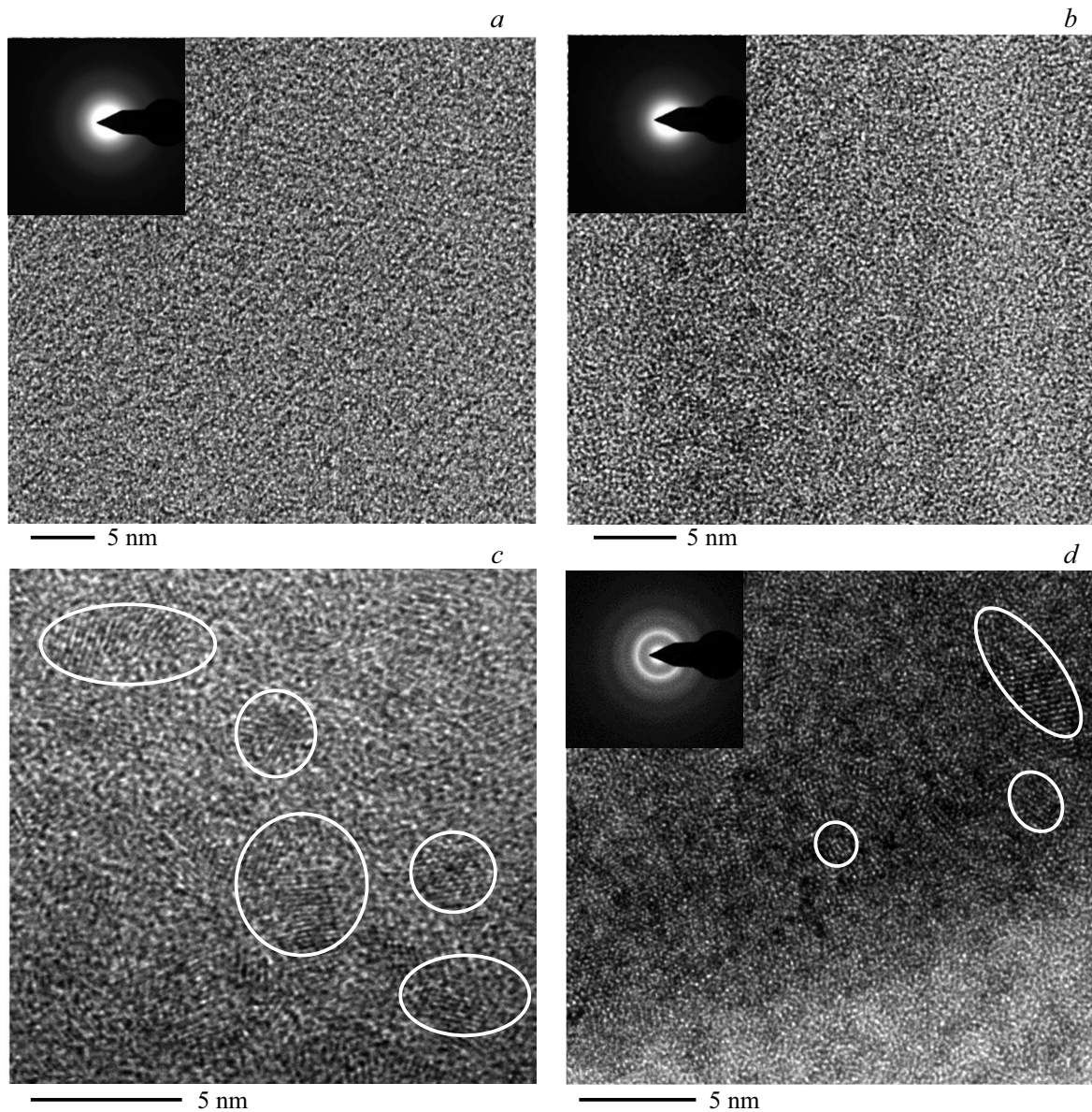


Рис. 1. ПЭМВР-изображения и дифракционные картины кремний-углеродных пленок с титаном (*a, c*) и гафнием (*b, d*) при содержании металла 2 at.% (*a, b*) и 20 at.% (*c, d*).

атомов углерода из структурной сетки ведет к росту концентрации оборванных связей и к увеличению плотности локализованных состояний в хвостах разрешенных зон. В свою очередь, это приводит к увеличению прыжковой проводимости в кремний-углеродной диэлектрической матрице. Во-вторых, как показали исследования спектров комбинационного рассеяния, введение в пленки аморфного углерода [12,13] и в кремний-углеродные пленки [14,15] некоторых переходных металлов (включая титан) приводит не только к образованию связей металл-углерод, но и к росту количества атомов углерода с sp^2 -гибридизацией электронных орбиталей в исходной кремний-углеродной структурной сетке, при соответствующем уменьшении концентрации атомов с sp^3 -гибридизацией. В свою очередь, возрастание доли

атомов углерода с sp^2 -гибридизацией также должно приводить к увеличению электропроводности кремний-углеродных пленок.

Указанные причины с одной стороны могут объяснить существенное изменение электропроводности пленок при введении небольших концентраций металла и отсутствии кристаллической карбидной фазы, а с другой стороны иллюстрируют необходимость учета изменений атомной структуры кремний-углеродной матрицы при химическом взаимодействии с вводимыми в образец атомами переходных металлов.

Зависимости действительной части диэлектрической проницаемости от частоты электрического поля при разных температурах для образцов с различным содержанием титана и гафния представлены на рис. 3, *a* и *b*.

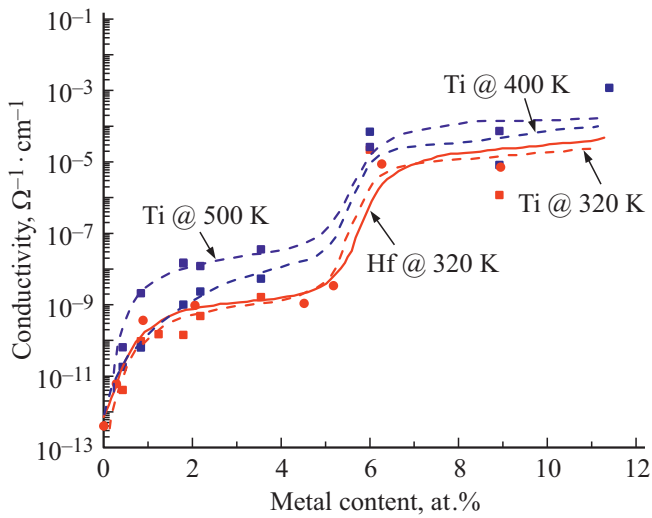


Рис. 2. Зависимость электропроводности кремний-углеродных пленок от концентрации в них титана при разных температурах (штриховые линии) и гафния (сплошная линия).

Как видно из рисунков, действительная часть диэлектрической проницаемости для всех образцов имеет тенденцию к возрастанию с уменьшением частоты и с увеличением температуры. При этом величина указанных изменений зависит от концентрации металла в образце. В работе [7] было показано, что диэлектрическая проницаемость кремний-углеродных пленок на основе ПФМС без металла при высоких частотах ($10^5 - 10^6$ Hz) не зависит от частоты, а при уменьшении частоты менее 10^5 Hz она начинает возрастать. В отличие от этого в образцах, содержащих металл, изменения диэлектрической проницаемости наблюдается и в высокочастотном диапазоне. Однако, если для образцов с содержанием титана до 1 at.% эти изменения состав-

ляют доли процента (что близко к пределу точности измерений), для образцов с содержанием от 1 до 2 at.% изменения составляют единицы процентов, а у образца с содержанием металла 6 at.% — более 40%.

Возрастание значений диэлектрической проницаемости с увеличением температуры является характерной чертой полярных диэлектриков и обусловлено увеличением возможности ориентации диполей в электрическом поле. Причем плавный характер частотных зависимостей свидетельствуют о наличии в материале набора дипольных групп с различными временами релаксации поляризации. С уменьшением частоты приложенного электрического поля возрастает количество диполей, время релаксации которых (τ) обеспечивает возможность их участия в дипольно-ориентационной поляризации ($\tau \leq 1/2f$).

На рис. 4 показаны зависимости тангенса диэлектрических потерь от частоты электрического поля для кремний-углеродных пленок без металла (рис. 4, a) с титаном, с концентрацией 0.3 (рис. 4, b) и 1.8 at.% (рис. 4, c) и с гафнием, с концентрацией 4.5 at.%. Поскольку магнетронное распыление металла при изготовлении металлосодержащих пленок требует введение в рабочую камеру аргона, наличие которого также влияет на свойства пленок [2], то при изготовлении пленки без металла в рабочую камеру вводился аргон (с парциальным давлением $4.5 \cdot 10^{-4}$ Torr).

На зависимостях для образца с содержанием титана 0.3 at.% обнаруживаются два „плеча“: в области частот порядка долей Hz при температурах выше 140°C („плечо 1“) и в области частот $1 - 10^3$ Hz при температурах выше 100°C („плечо 2“). В случае образца с содержанием титана 1.8 at.% при температурах 60°C и выше „плечо 2“ на зависимостях преобразуется в пик в области частот от 10 до 10^3 Hz, который с увеличением температуры сдвигается в область высоких частот. Как

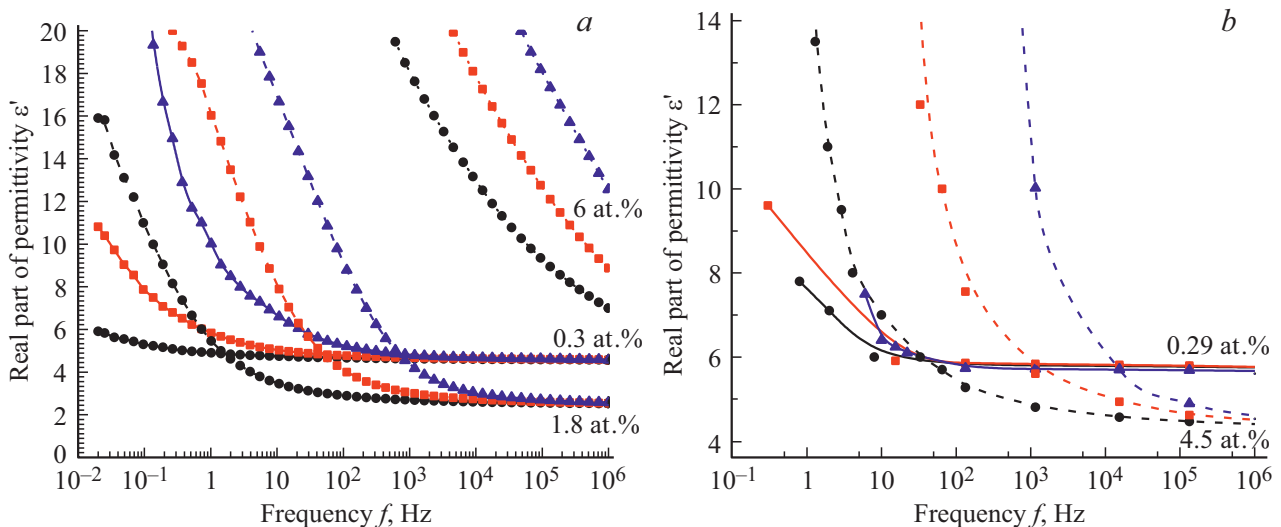


Рис. 3. Зависимости действительной части диэлектрической проницаемости от частоты для образцов с титаном (a) и гафнием (b) с различным содержанием металла при 20°C (кружки), 100°C (квадраты) и 200°C (треугольники).

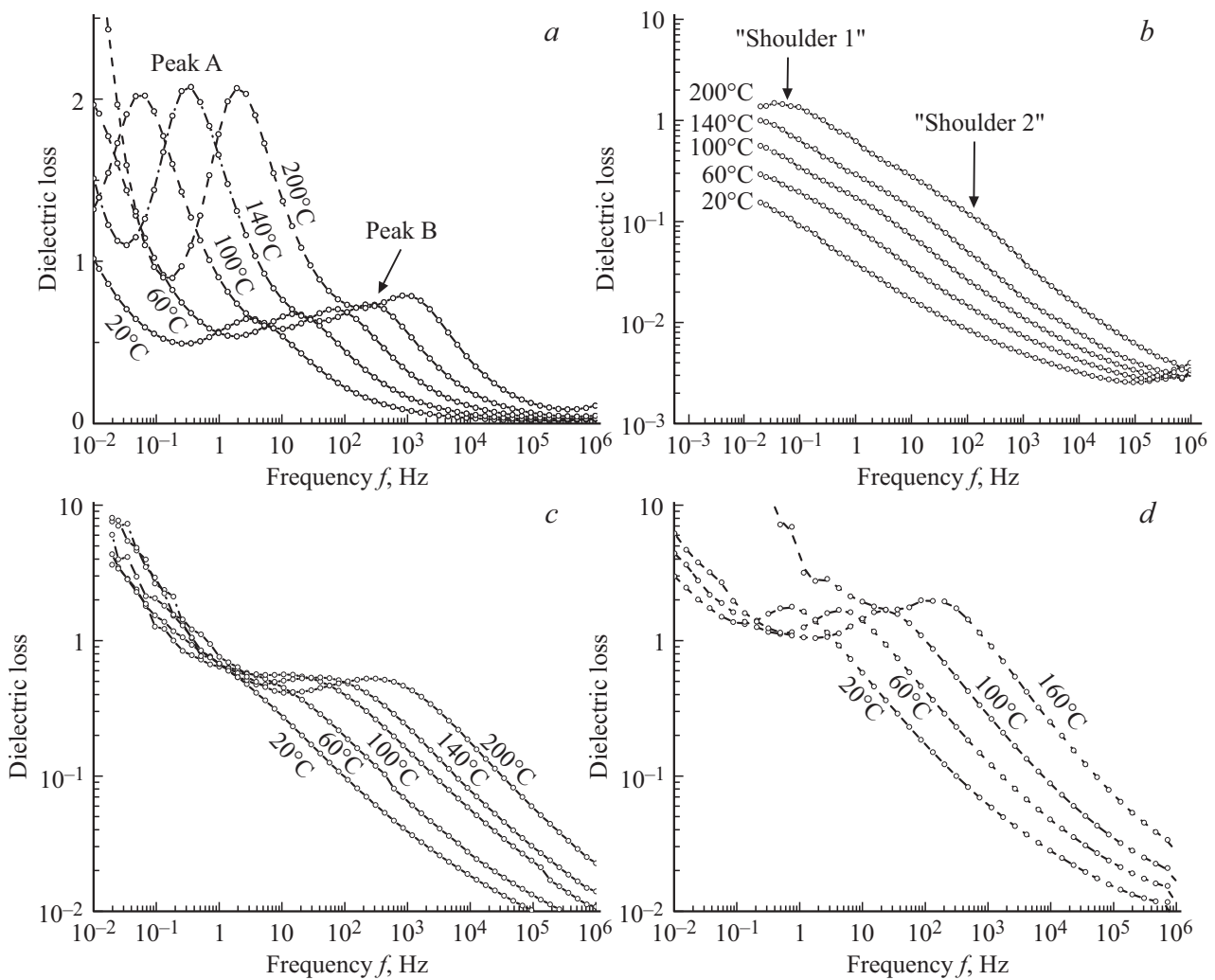


Рис. 4. Зависимость тангенса угла диэлектрических потерь от частоты для образцов без металла (а), с титаном 0.3 at.% (b), 1.8 at.% (c) и гафнием 4.5 at.% (d) при разных температурах.

видно из рис. 4, d, аналогичный вид частотных зависимостей тангенса угла диэлектрических потерь наблюдается и в образцах с гафнием. Такой вид зависимостей является подтверждением дипольного характера поляризации материала и объясняется наличием двух составляющих диэлектрических потерь в материале: релаксационные потери и потери на сквозную проводимость.

Потери на сквозную проводимость возрастают с увеличением температуры (рис. 2), а температурная зависимость релаксационных потерь имеет максимум, обусловленный двумя конкурирующими процессами: ориентацией диполей в электрическом поле и их дезориентацией вследствие тепловых колебаний. Анализ частотных зависимостей тангенса угла диэлектрических потерь с учетом потерь на сквозную проводимость и флуктуаций высоты потенциального барьера диполей проводился в рамках модели „релаксатора Фрелиха“ [16] (рис. 5).

Согласно этой модели, у диполей в материале имеется два метастабильных состояния, разделенных потенциальным барьером W_τ . Переход через этот потенци-

альный барьер обеспечивает активационный характер времени релаксации:

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp\left(\frac{W_\tau}{kT}\right), \quad (1)$$

где τ — значение времени релаксации, сек; τ_0 — предэкспоненциальный множитель, сек; k — постоянная Больцмана; T — температура, К.

Тогда релаксационные потери описываются выражением

$$\text{tg } \delta(\omega) = \text{tg } \delta_m \frac{\text{arctg}(\omega\beta/\omega_m) - \text{arctg}(\omega/\omega_m\beta)}{\text{arctg}(\beta) - \text{arctg}(1/\beta)}, \quad (2)$$

где $\omega_m = 2\pi f_m$ — значение частоты, соответствующее положению максимума релаксационных потерь $\text{tg } \delta_m$, 1/sec; $\beta = \sqrt{\tau_2/\tau_1}$ — параметр, характеризующий уширение спектра (при $\beta = 1$ выражение (2) преобразуется в формулу Дебая).

Полученные на основании этого анализа значения, входящие в выражение (2), сведены в таблицу.

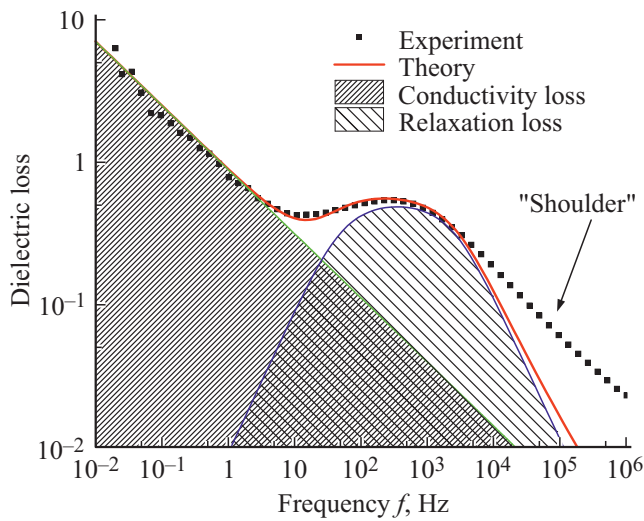


Рис. 5. Численный анализ частотной зависимости тангенса угла диэлектрических потерь для образца с содержанием титана 1.8 at.% при температуре 200°C.

Анализ температурных зависимостей времен релаксации в координатах Аррениуса $\ln(\tau_1) - 1/T$ и $\ln(\tau_2) - 1/T$ дал значения энергии активации релаксационных процессов в диапазоне от 0.42 до 0.46 eV. Кроме того, согласно [16], величина β характеризует максимальный разброс высот потенциальных барьеров

$$\Delta W_\tau = W_{\max} - W_{\min} = 2kT \cdot \ln(\beta). \quad (3)$$

Исходя из данных таблицы, максимальный разброс высот потенциального барьера составляет $\Delta W_\tau = (4.2-4.6)kT$.

Такой анализ позволил достаточно корректно воспроизвести указанные зависимости в окрестностях максимума и при более низких частотах. Вместе с тем, как видно из рис. 5, на кривых справа от максимума наблюдается „плечо“, которое не описывается в рамках сделанных предположений. Причина возникновения этого „плеча“ заключается, вероятно, в наличии в материале ни одного, а нескольких типов релаксаторов с различными временами релаксации.

Аналогичный анализ температурного сдвига положения максимумов пиков на частотных зависимостях тан-

генса угла диэлектрических потерь пленок без металла (рис. 4, a) и пленок с гафнием (рис. 4, d) показал, что энергия активации пика В в пленках без металла составляет 0.39 eV, а в пленках с гафнием 0.42 eV. Таким образом, энергии активации процессов релаксации во всех исследованных образцах близки друг к другу. Кроме того, положения пиков/плеч на рассматриваемых зависимостях для всех трех групп образцов также находятся в одном диапазоне частот. Данные факторы свидетельствуют о том, что как в пленках без металла, так и в пленках с невысоким содержанием металлов релаксаторы имеют одну и ту же природу и формируются в исходной кремний-углеродной матрице.

Из частотных зависимостей тангенса угла диэлектрических потерь (рис. 4) следует еще один интересный факт. У образца с содержанием титана 0.3 at.% наблюдаемое в области десятков-сотен герц „плечо 2“ по абсолютному значению практически на порядок ниже, чем пик в образце с 1.8 at.% титана и пик В в образце без металла (несмотря на меньшие потери на сквозную проводимость в последнем). Это свидетельствует о меньшем содержании релаксаторов в образце с 0.3 at.% титана по сравнению не только с образцом с большим содержанием титана, но с образцом, в котором металл отсутствует. Для анализа этого явления необходимо рассмотреть концентрационные зависимости свойств.

На рис. 6, a представлены зависимости диэлектрической проницаемости образцов при разной частоте измерений от концентрации введенных в них титана и гафния, а на рис. 6, b концентрационные зависимости тангенса угла диэлектрических потерь для образцов с титаном. Характер концентрационных зависимостей $\text{tg } \delta$ для образцов с гафнием имеет такой же характер.

Из рисунков видно, что как на зависимости диэлектрической проницаемости, так и на зависимости тангенса угла диэлектрических потерь от концентрации в пленке металла наблюдается минимум при содержании металла около 0.5–2 at.%. При этом проводимость пленок с увеличением концентрации металла (рис. 2) непрерывно возрастает. Таким образом, при малых концентрациях введение металла вызывает рост проводимости и уменьшение диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь. Поскольку тангенс угла диэлектрических потерь зависит как от сквозной проводимости, так и от релаксационных потерь в образце, это свидетельствует, что введение металла при малых его концентрациях уменьшает релаксационные потери. Причем уменьшает их сильнее по сравнению с потерями на сквозную проводимость, которые растут при введении в пленку металла. Другими словами, введение металла в малых концентрациях (до 2 at.%) приводит к уменьшению количества релаксаторов в материале. Для этого вводимый металл должен либо компенсировать дипольные моменты существующих релаксаторов, либо, что более вероятно, разрушать диполи, существующие в исходной матрице, за счет образования связей металл-углерод и, возможно, металл-кислород.

Параметры релаксационных потерь образца с 1.8 at.% титана

| $T, ^\circ\text{C}$ | f_m, Hz | $\text{tg } \delta_m$ | β | τ_1, sec | τ_2, sec |
|---------------------|------------------|-----------------------|---------|----------------------|----------------------|
| 60 | 4.0 | 0.43 | 6 | $6.6 \cdot 10^{-3}$ | 0.24 |
| 80 | 7.2 | 0.54 | 10 | $2.2 \cdot 10^{-3}$ | 0.22 |
| 100 | 21.6 | 0.48 | 10 | $7.4 \cdot 10^{-4}$ | $7.4 \cdot 10^{-2}$ |
| 120 | 27.0 | 0.53 | 8 | $7.4 \cdot 10^{-4}$ | $4.7 \cdot 10^{-2}$ |
| 140 | 54.0 | 0.50 | 10 | $3.0 \cdot 10^{-4}$ | $3.0 \cdot 10^{-2}$ |
| 160 | 135.6 | 0.44 | 10 | $1.2 \cdot 10^{-4}$ | $1.2 \cdot 10^{-2}$ |
| 180 | 210.0 | 0.47 | 8 | $9.5 \cdot 10^{-5}$ | $6.1 \cdot 10^{-3}$ |
| 200 | 350.0 | 0.48 | 9 | $5.1 \cdot 10^{-5}$ | $4.1 \cdot 10^{-3}$ |

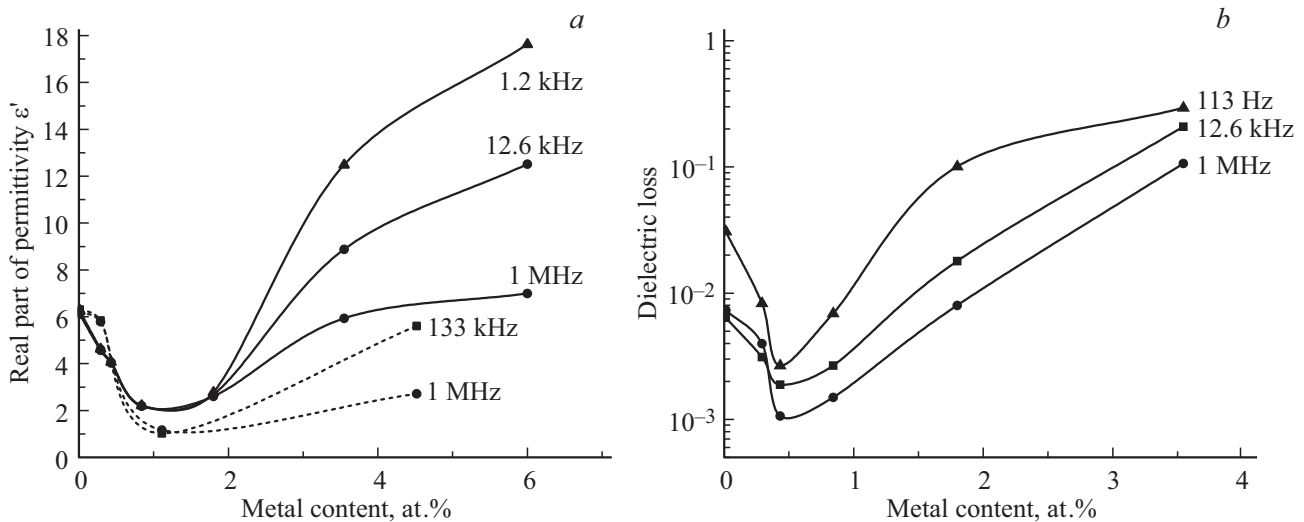


Рис. 6. Концентрационные зависимости диэлектрической проницаемости (а) (сплошная линия — для пленок с титаном, штриховая — для пленок с гафнием) и тангенса угла диэлектрических потерь (б) металлосодержащих кремний-углеродных пленок.

При увеличении концентрации металла более 2 at.% возрастает объем фазы, содержащей соединения металла с элементами структурной сетки кремний-углеродной пленки, например, с углеродом. Эта фаза имеет повышенную электропроводность по сравнению с исходной матрицей. Благодаря этому возникает межфазная поляризация, приводящая к росту диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь. Такой вид поляризации для композитных материалов известен как поляризация Максвелла-Вагнера и наблюдался в работе [17] при исследовании пленок аморфного алмазоподобного углерода, модифицированных цинком. В работе показано, что при увеличении содержания цинка до 4 at.% происходит монотонное возрастание диэлектрической проницаемости. Однако наличие минимума в области малых концентраций металла в работе обнаружено не было. Возможно, это связано с тем, что в пленках алмазоподобного углерода вводимый металл может соединиться только с атомами углерода, а в кремний-углеродных пленках могут реализовываться соединения металла с различными элементами структурной сетки [18].

5. Заключение

Проведенные исследования влияния переходных металлов на электрофизические свойства кремний-углеродных пленок на основе PPMS показали различный характер концентрационных зависимостей исследованных свойств. Так, электропроводность пленок непрерывно возрастает с увеличением концентрации металла, а зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь имеют минимум в диапазоне концентраций металла 0.5–2.0 at.% металла. Уменьшение значений диэлектрических свойств при вве-

дении относительно небольших концентраций металла (несмотря на рост сквозной проводимости) свидетельствует о существенном снижении релаксационных потерь в материале. Причина этого явления может заключаться в разрушении существующих в исходной матрице диполей за счет образования соединений металла с элементами структурной сетки (углеродом и кремнием). При этом необходимо отметить, что высказанное предположение является гипотезой, для подтверждения которой необходимо проведение экспериментов по количественному определению наличия и концентрации химических связей атомов металла с элементами структурной сетки при разных концентрациях металла.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 19-07-00021).

Часть экспериментальных работ была выполнена на оборудовании Ресурсного центра зондовой и электронной микроскопии (Курчатовский комплекс НБИКС — природоподобных технологий, НИЦ „Курчатовский институт“).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Š. Meškiniš, A. Tamulevičienė. Mater. Sci. (Medžiagotyra) **17**, 4, 358 (2011).
- [2] А.И. Попов, А.Д. Баринов, В.М. Емец, Т.С. Чуканова, М.Л. Шупегин. ФТТ **62**, 10, 1612 (2020).

- [3] F. Mangolini, B.A. Krick, T.D.B. Jacobs, S.R. Khanal, F. Streller, J.B. McClimon, J. Hilbert, S.V. Prasad, T.W. Scharf, J.A. Ohlhausen, J.R. Lukes, W.G. Sawyer, R.W. Carpick. *Carbon*. **130**, 127 (2018).
<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.12.096>
- [4] E.V. Zavedeev, O.S. Zilova, M.L. Shupegin, A.D. Barinov, N.R. Arutyunyan, T. Roch, S.M. Pimenov. *Appl. Phys. A* **122**, 961 (2016). DOI: 10.1007/s00339-016-0508-7
- [5] М.А. Величко, Ю.П. Гладких. *Науч. вед-ти Белгородского нац. исслед. ун-та. Сер. Математика. Физика* **6**, 227; **42**, 115 (2016).
- [6] А.Д. Баринов, А.И. Попов, М.Ю. Пресняков. *Неорган. материалы* **53**, 7, 706 (2017).
- [7] А.Д. Баринов, Т.Д. Гуринович, А.И. Попов, Т.С. Чуканова, М.А. Шапегина, М.Л. Шупегин. *Неорган. материалы*. **56**, 8, 844 (2020).
- [8] A. Popov. *Disordered Semiconductors: Physics and Application*. 2nd ed. Pan Stanford Publish. (2018). 328 p.
- [9] М.Д. Малинкович, Ю.Н. Пархоменко, Д.С. Поляков, М.Л. Шупегин. *Материалы электронной техники* **1**, 3, 41 (2010).
- [10] T. Tamulevičius, D. Tamulevičienė, A. Virganičius, V. Vasiliauskas, Š. Kopustinskas, S. Meškiniš. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **341**, 1 (2014).
- [11] М.Ю. Пресняков, А.И. Попов, Д.С. Усольцева, М.Л. Шупегин, А.Л. Васильев. *Рос. нанотехнологии* **9**, 7–8, 70 (2014).
- [12] D.B.K. Sheeja, C.Q. Tay et al. *J. Mater. Sci.* **38**, 421 (2003).
- [13] C.M. Adelhelm, M. Balden, Rinke et al. *J. Appl. Phys.* **105**, 033522 (2009).
- [14] A. Bozhko, T. Takagi, T. Takeno. *J. Phys. Condens. Matter* **16**, 46, 8447 (2004).
- [15] S.M. Pimenov, E.V. Zavedeev, N.R. Arutyunyan, O.S. Zilova, A.D. Barinov, M.Yu. Presniakov, M.L. Shupegin. *Surface & Coatings Technology* **402**, 126300 (2020).
- [16] Г. Фрелих. *Теория диэлектриков. Диэлектрическая проницаемость и диэлектрические потери*. ИЛ, М. (1960). 251 с.
- [17] A.K. Das, R. Hatada, W. Ensinger. *J. Alloys Comp.* **758**, 194 (2018).
- [18] А.И. Попов, В.П. Афанасьев, А.Д. Баринов Ю.Н. Бодиско, А.С. Грязев, И.Н. Мирошникова, М.Ю. Пресняков, М.Л. Шупегин. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования* **9**, 49 (2019).

Редактор К.В. Емцев