

УДК 538.956

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРНЫХ И ПОВЕРХНОСТНЫХ ЭФФЕКТОВ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ NiO, ПОЛУЧЕННЫХ В ВАКУУМНО-ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ

© 2022 г. И. В. Карпов^{1, 2, *}, А. В. Ушаков^{1, 2}, Л. Ю. Федоров^{1, 2},
Е. А. Гончарова^{1, 2}, М. В. Брунгардт^{1, 2}

¹Сибирский федеральный университет, Свободный пр., 79, Красноярск, 660041 Россия

²Федеральный исследовательский центр “Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук”, Академгородок, 50, Красноярск, 660036 Россия

*e-mail: sfu-unesco@mail.ru

Поступила в редакцию 08.04.2022 г.

После доработки 14.06.2022 г.

Принята к публикации 15.06.2022 г.

В работе исследовано влияние размера наночастиц оксида никеля на резистивно-емкостные свойства. Синтезируемые методом вакуумно-дугового осаждения наночастицы были охарактеризованы с помощью рентгеновской дифракции и электронной микроскопии. Показано, что с увеличением температуры подложки от 300 до 600 К размер образующихся наночастиц растет от 3.2 до 32.7 нм. На частотные зависимости проводимости переменного тока, импеданса, диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь, определенные в интервале от 50 Гц до 5 МГц, влияет размер наночастиц NiO. В рассматриваемом диапазоне размеров результаты импедансной спектроскопии можно интерпретировать с учетом относительной доли межфазных границ. Транспортные свойства частиц с размером 12.1 нм отличаются от свойств как более крупных, так и более мелких частиц, что обусловлено объемной долей межчастичных границ.

Ключевые слова: оксид никеля, наночастицы, импедансная спектроскопия, диэлектрическая проницаемость

DOI: 10.31857/S0002337X22100074

ВВЕДЕНИЕ

Наноразмерные оксиды переходных металлов привлекают повышенное внимание благодаря простоте их получения и уникальным физическим свойствам [1–3]. Такие материалы находят технологические применения в высокочувствительных сенсорах [4], электрохимических конденсаторах [5], в качестве твердых электролитов [6].

NiO обладает рядом интересных полупроводниковых свойств. Объемный NiO имеет кубическую структуру (типа NaCl) с параметром решетки 0.4177 нм и классифицируется как диэлектрик Мотта–Хаббарда с очень низкой проводимостью (порядка 10^{-11} См/м) при комнатной температуре [7]. Однако его проводимость резко увеличивается при получении в виде тонких пленок или консолидированных наночастиц вследствие дырочной проводимости, создаваемой вакансиями Ni в решетке. Проводимость нанокристаллического NiO резко увеличивается из-за модификации поверхности, вызванной микроструктурными дефектами, такими как вакансии никеля и межузельный кис-

лород в кристаллитах NiO [8]. Из-за модификации поверхности, вызванной дефектами микроструктуры, электрические свойства наночастиц сильно отличаются от свойств их монокристаллических и поликристаллических аналогов. Для размера частиц менее 10 нм было показано [9], что межфазная область, состоящая из границ зерен и тройных стыков, значительным образом определяет транспортные свойства наночастиц NiO. Прыжковый механизм проводимости и влияние остаточных напряжений было рассмотрено в работах [10, 11]. NiO обладает сложной зонной структурой [12], его диэлектрические свойства зависят от размера наночастиц и подробно изучались теоретически и экспериментально [13, 14].

Данная работа направлена на то, чтобы связать морфологические особенности наночастиц оксида никеля, полученных в условиях высокоскоростного плазмохимического синтеза в плазме дугового разряда низкого давления, с импедансными и электрофизическими характеристиками.

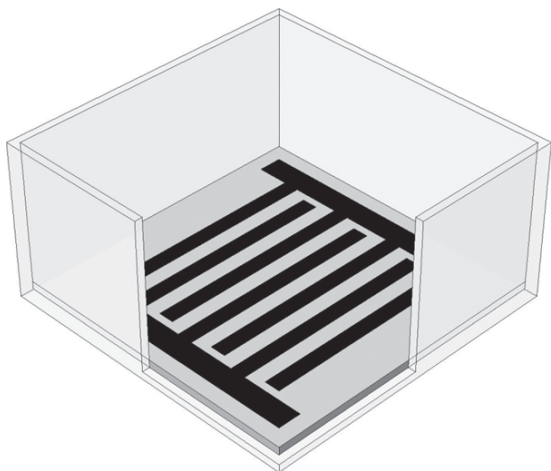


Рис. 1. Измерительная ячейка со встречно-штыревой структурой.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Нанопорошок NiO был получен в результате плазмохимического синтеза в дуговом реакторе низкого давления [15]. Катодом служил никель высокой чистоты (99.99%). Использовался дуговой испаритель со следующими характеристиками: ток дугового разряда 150 А, напряженность продольного магнитного поля на поверхности катода, создаваемого фокусирующей катушкой, 80 А/м, расстояние между катодом и анодом 50 мм. Вакуумная камера откачивалась до 3×10^{-4} Па, а расстояние от подложки до катода во время плазмохимического синтеза поддерживалось на уровне 200 мм. В качестве реакционного газа использовали O_2 , в качестве плазмообразующего — Ag. Кислород подавался в реактор таким образом, чтобы образовать однородную оболочку вокруг плазменного факела. Синтез наночастиц проводился при базовом давлении 70 Па в течение 30 мин. Осаждение наночастиц проводили при температурах подложки 300, 400 и 600 К.

Фазовый состав полученных образцов изучали с помощью рентгеновского дифрактометра Advance D8 в CuK_{α} -монохроматизированном излучении ($\lambda = 0.15406$ нм). Количественный полнопрофильный анализ дифрактограмм проведен с помощью программы Powder Cell 2.4. Средние параметры кристаллической решетки определялись методом Шеррера по дифракционным пикам с использованием уравнения $d = K\lambda/\beta\cos\theta$. Для идентификации рентгенограмм использованы базы данных PDF-4+ от International Centre for Diffraction Data (ICDD).

Морфологический состав образцов изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100.

Диэлектрическое поведение образцов изучали с помощью потенциостата-гальваностата Р-45Х с модулем частотного анализатора FRA-24М (Electrochemical Instruments, Россия) и векторного анализатора цепей Agilent E5061В. Рассматривался диапазон частот 50 Гц–5 МГц при комнатной температуре. Для электротехнических исследований использовался специальный датчик емкостного типа на подложке из поликора толщиной $h = 1$ мм и размером 17×22 мм (рис. 1). Вокруг встречно-штыревой структуры приклеивался стеклянный бордюр высотой 10 мм, в который насыпался нанопорошок, а затем уплотнялся стеклянным поршнем. Высота уплотняемого порошка была не менее 3 мм от поверхности электродов. Датчик такого типа может работать в широком диапазоне частот (~ 0.1 Гц–100 МГц) и его удобно использовать для тестирования не только сыпучих, но и жидких веществ [16, 17].

Для проведения измерений датчик через контакты подключался к анализатору импеданса. Амплитуда синусоидального напряжения выбиралась в пределах 200–250 мВ. Методика измерений включает регистрацию частотных зависимостей модуля импеданса $|Z(f)|$ и угол сдвига фазы $\varphi(f)$ между током и напряжением. Эти данные позволяют рассчитать действительную $Z'(f) = |Z(f)|\cos\varphi(f)$ и мнимую $Z''(f) = |Z(f)|\sin\varphi(f)$ компоненты импеданса, которые затем используются для вычисления частотных зависимостей эффективного сопротивления $R_{eff}(f)$, емкости $C_{eff}(f)$ и других электрофизических характеристик. Для определения частотной зависимости комплексной диэлектрической проницаемости материалов $\epsilon^*(f)$ проводилась предварительная калибровка датчика, основанная на регистрации изменения электрической емкости пустого датчика $C_0 = 6.2$ пФ при заполнении кюветы тестовыми жидкостями: хлороформом ($\epsilon = 4.8$), дихлорэтаном ($\epsilon = 10.36$) и изопропиловым спиртом ($\epsilon = 18$) во всем рассматриваемом диапазоне частот. Для расчета частотных зависимостей эффективного сопротивления и емкости датчика использовались следующие формулы:

$$R_{eff}(f) = Z'(f) \left[1 + \left(\frac{Z''(f)}{Z'(f)} \right)^2 \right],$$

$$C_{eff}(f) = \frac{Z''(f)}{\omega R_{eff}(f) Z'(f)},$$

где $\omega = 2\pi f$ — угловая частота. Такая калибровка позволяет рассчитать частотную зависимость комплексной диэлектрической проницаемости $\epsilon^*(f)$ смеси порошка с воздухом с точностью до ± 0.1 . В данной работе использовались исходные порошки NiO, полученные при различной температуре подложки во время осаждения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены дифрактограммы наночастиц NiO, осажденных при температурах подложки 300, 400 и 600 К. Видно, что на дифрактограмме наночастиц, осажденных при 400 К, преобладает пик 111. Дальнейшее повышение температуры подложки приводит к увеличению относительной интенсивности пика 220. Средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) увеличивается с 13 до 30.3 нм при увеличении температуры подложки с 300 до 400 К. Однако при дальнейшем повышении температуры наблюдается лишь незначительное увеличение. Предпочтительная ориентация изменяется с (200) на (111) по мере увеличения температуры подложки от комнатной до 400 К, а с ростом температуры до 600 К изменяется на (220) (рис. 2).

Спектры были проанализированы и идентифицированы с помощью базы PDF4+. Уточненные размеры ОКР составляли 5.12 ± 0.15 , 12.7 ± 0.25 , 27.1 ± 0.37 нм. Самые маленькие наночастицы образовывались при 300 К, а более крупные – при нагреве до 600 К. Также наблюдалась зависимость параметра решетки от размера ОКР. Параметр кристаллической решетки больше для более мелких частиц с линейным увеличением. Кроме того, размер ОКР линейно растет с температурой от 300 К, однако при 600 К наблюдается резкое увеличение.

Изображения ПЭМ показаны на рис. 3. Эволюция роста наночастиц NiO наблюдается с увеличением температуры от 300 до 600 К. По микрофотографиям была проведена количественная оценка распределения по размерам при подсчете 200 частиц на образец. Из гистограмм видно, что разброс по размерам растет при повышении температуры. Средний размер частиц и стандартное отклонение (σ) составляют: 3.2 нм с $\sigma = 1.34$ (а); 12.1 нм с $\sigma = 3.62$ (б); 32.7 нм с $\sigma = 8.34$ (в). Измеренные межплоскостные расстояния составили $d_1 = 0.246$ нм, $d_2 = 0.244$ нм и $d_3 = 0.211$ нм для кристаллографических плоскостей $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, $(1\bar{1}\bar{1})$ и 200 соответственно. Теоретические значения межплоскостных расстояний: $d_{\bar{1}\bar{1}\bar{1}} = 0.242$ нм, $d_{1\bar{1}\bar{1}} = 0.242$ нм и $d_{200} = 0.209$ нм. Межплоскостные углы равны: $\theta_1 = 71.72^\circ$ и $\theta_2 = 53.71^\circ$.

Частотная зависимость действительной части диэлектрической проницаемости при комнатной температуре для наночастиц NiO с различным размером показана на рис. 4.

В низкочастотной области ϵ' имеет высокое значение для всех образцов, затем быстро уменьшается с увеличением частоты и становится почти постоянной на более высоких частотах. Это скорее всего связано с тем, что диэлектрическое поведение наноструктурированных материалов на низких частотах зависит от возбуждения связанных электронов, колебаний решетки, ориента-

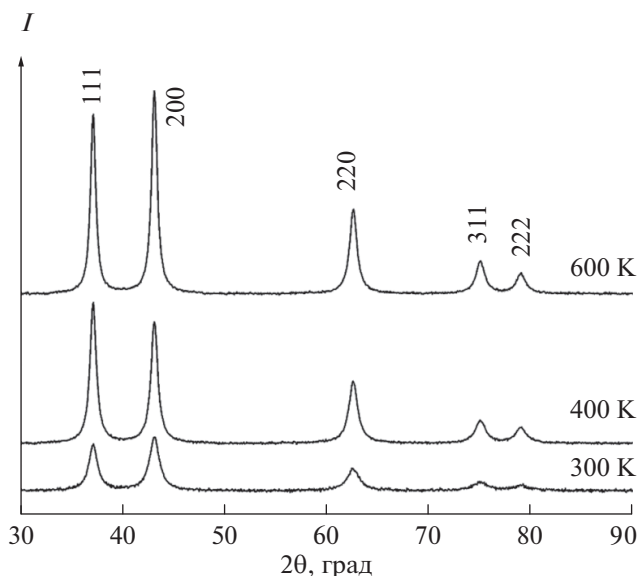


Рис. 2. Рентгенограммы образцов NiO, осажденных при температурах подложки 300, 400 и 600 К.

ции диполей и поляризации пространственного заряда [18]. Кривая диэлектрической дисперсии может быть описана с помощью теории Кула [19], которая основана на модели Максвелла–Вагнера [20]. Согласно этой модели, диэлектрическую структуру можно представить как систему, состоящую из зерен с высокой проводимостью, разделенных относительно резистивными областями, называемыми межчастичными. Под действием электрического поля на границах зерен происходит локализованное накопление зарядов, что приводит к поляризации межфазного/пространственного заряда.

Процесс проводимости в NiO описывается моделью коррелированных прыжков через барьер [7]. Эта модель предлагает два типа переноса носителей заряда в наночастицах NiO. В первом случае возможен перенос заряда между потенциальными ямами – перескок дырки от иона Ni^{3+} , расположенного в одной потенциальной яме дефекта, к иону Ni^{2+} или O^{2-} в соседней потенциальной яме дефекта. А также возможен перенос заряда внутри ямы – движение дырок между ионами в пределах одной потенциальной ямы. Эти дырки при достижении границ наночастицы накапливаются из-за высокого удельного сопротивления между частицами, тем самым создавая поляризацию пространственного заряда.

Резкое увеличение ϵ' на низкой частоте также связано с поляризацией пространственного заряда, вызванной примесями и дефектами кристалла. С увеличением частоты носители заряда, вносящие вклад в поляризацию, отстают от приложенного поля и, следовательно, приводят к уменьшению

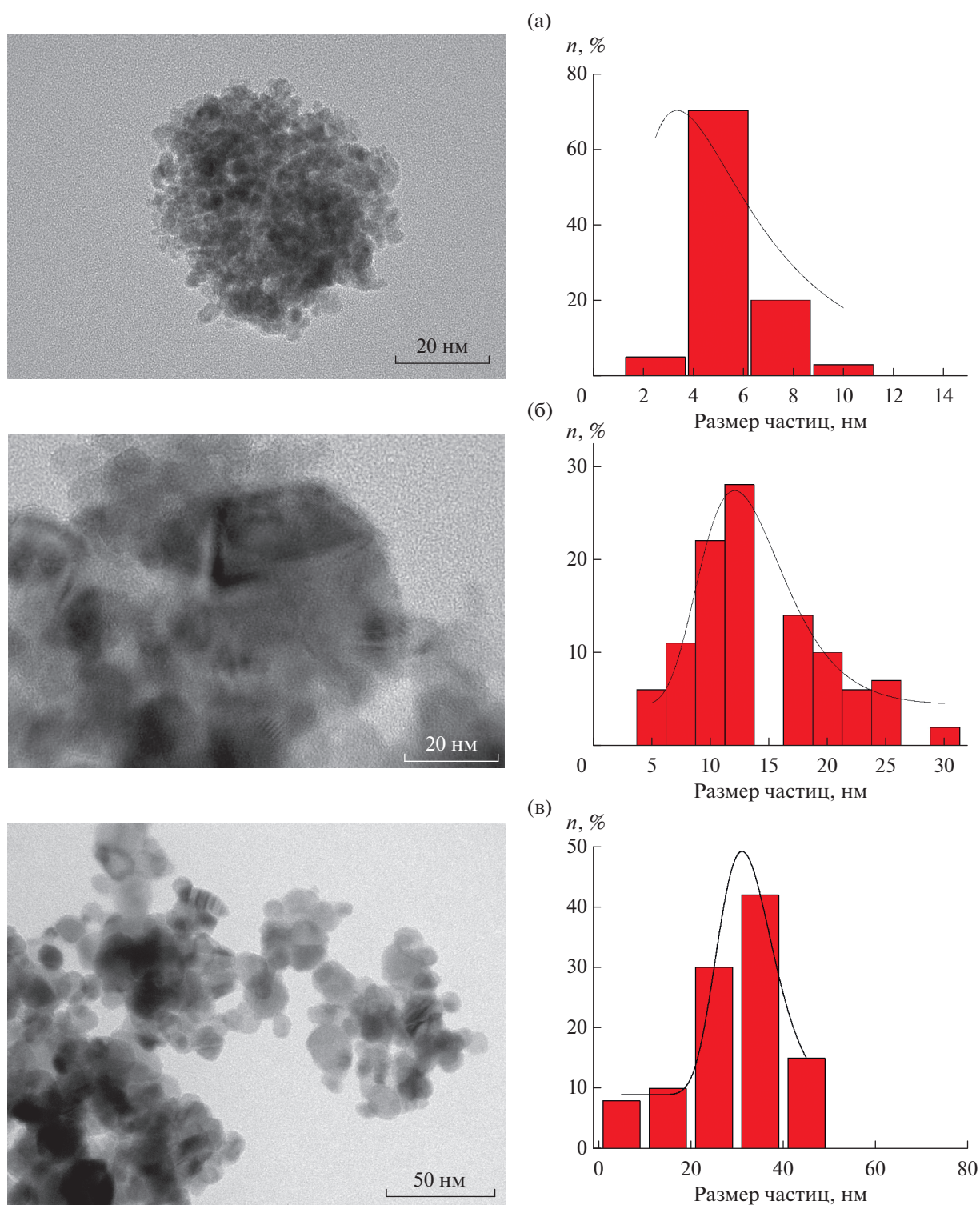


Рис. 3. ПЭМ-изображения и распределение по размерам наночастиц NiO, полученных при температурах подложки 300 (а), 400 (б) и 600 К (в).

диэлектрической проницаемости. За пределами определенной частоты диполи не могут следовать за переменным полем, поэтому наблюдается не зависящее от частоты диэлектрическое поведение.

Значение ϵ' для образца 2 выше, чем для образца 1, но быстро падает для образца 3. Повышенная объемная доля тройных стыков в межфазной области образца 1 (с наименьшим размером ча-

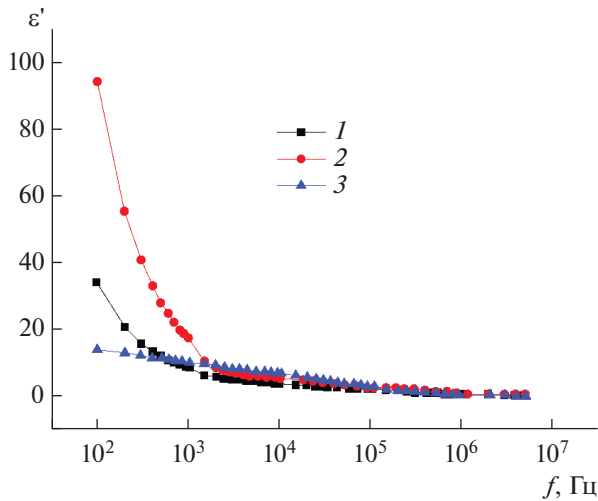


Рис. 4. Частотные зависимости диэлектрической проницаемости образцов, осажденных при разных температурах подложки (см. табл. 1).

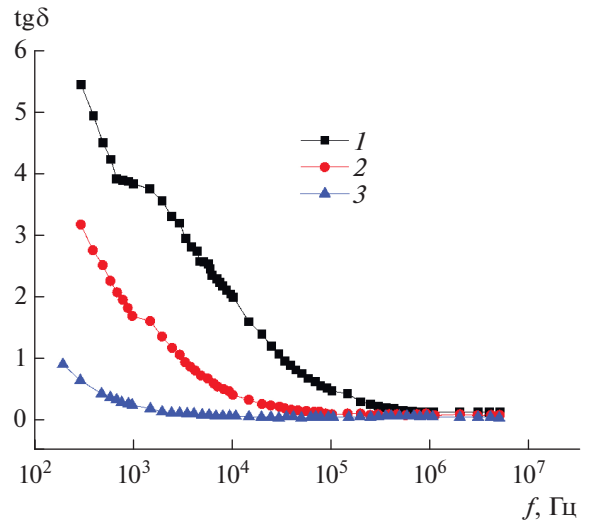


Рис. 5. Частотные зависимости тангенса угла потерь образцов, осажденных при разных температурах подложки (см. табл. 1).

стиц) влияет на механизм поляризации, что приводит к снижению его диэлектрической проницаемости. Неупорядоченная структура поверхности, поверхностная энергия и распределение вакансий Ni^{2+} в наночастицах NiO могут влиять на значение диэлектрической проницаемости [21].

Частотная зависимость тангенса угла диэлектрических потерь $tg\delta$ для образцов с различным размером частиц при комнатной температуре показана на рис. 5. Он уменьшается с увеличением частоты и достигает постоянного значения в высокочастотной области для всех образцов. Ток поглощения, возникающий из-за примесей, дефектов и образования пространственного заряда в межфазных слоях наночастиц, приводит к диэлектрическим потерям. Высокое значение $tg\delta$ на низкой частоте связано с поляризацией пространственного заряда. Ток поглощения и, следовательно, диэлектрические потери снижаются с увеличением приложенной частоты. С увеличением частоты реакция диполей на изменяющееся поле уменьшается, следовательно, тангенс угла диэлектрических потерь приближается к низкому постоянному значению.

Максимальное значение $tg\delta$ наблюдается для образца с наименьшим размером частиц. Это связано с тем, что с уменьшением размера частиц могут увеличиваться объемная доля межфазных областей, а также количество дефектов, вносящих вклад в диэлектрические потери.

На рис. 6 представлена частотная зависимость действительной (Z') и мнимой (Z'') компонент импеданса образцов, полученных при различных температурах подложки.

Действительная компонента Z' сначала убывает с ростом частоты и температуры осаждения на-

ночастиц (размер частиц увеличивается), и при частоте ~ 100 кГц все линии сливаются в одну. Однако с увеличением температуры до 600 К Z' увеличивается. По-видимому, это связано с тем, что в процессе осаждения наночастиц на подложку образуются сильно неоднородные области, имеющие развитую дендритную структуру поверхности [22], в результате чего возрастает зернограничное (межчастичное) сопротивление.

На рис. 7 представлены годографы Найквиста для всех образцов, измеренные при комнатной температуре. Годографы представляют собой две частично перекрывающиеся полуокружности. Низ-

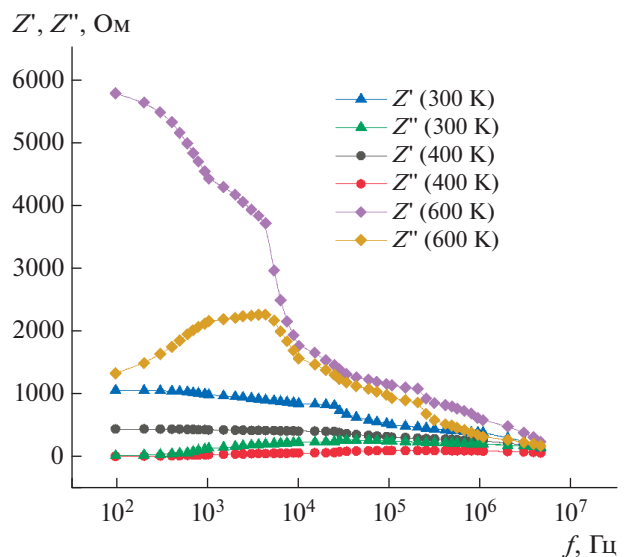


Рис. 6. Частотные зависимости действительной (Z') и мнимой (Z'') компонент импеданса образцов.

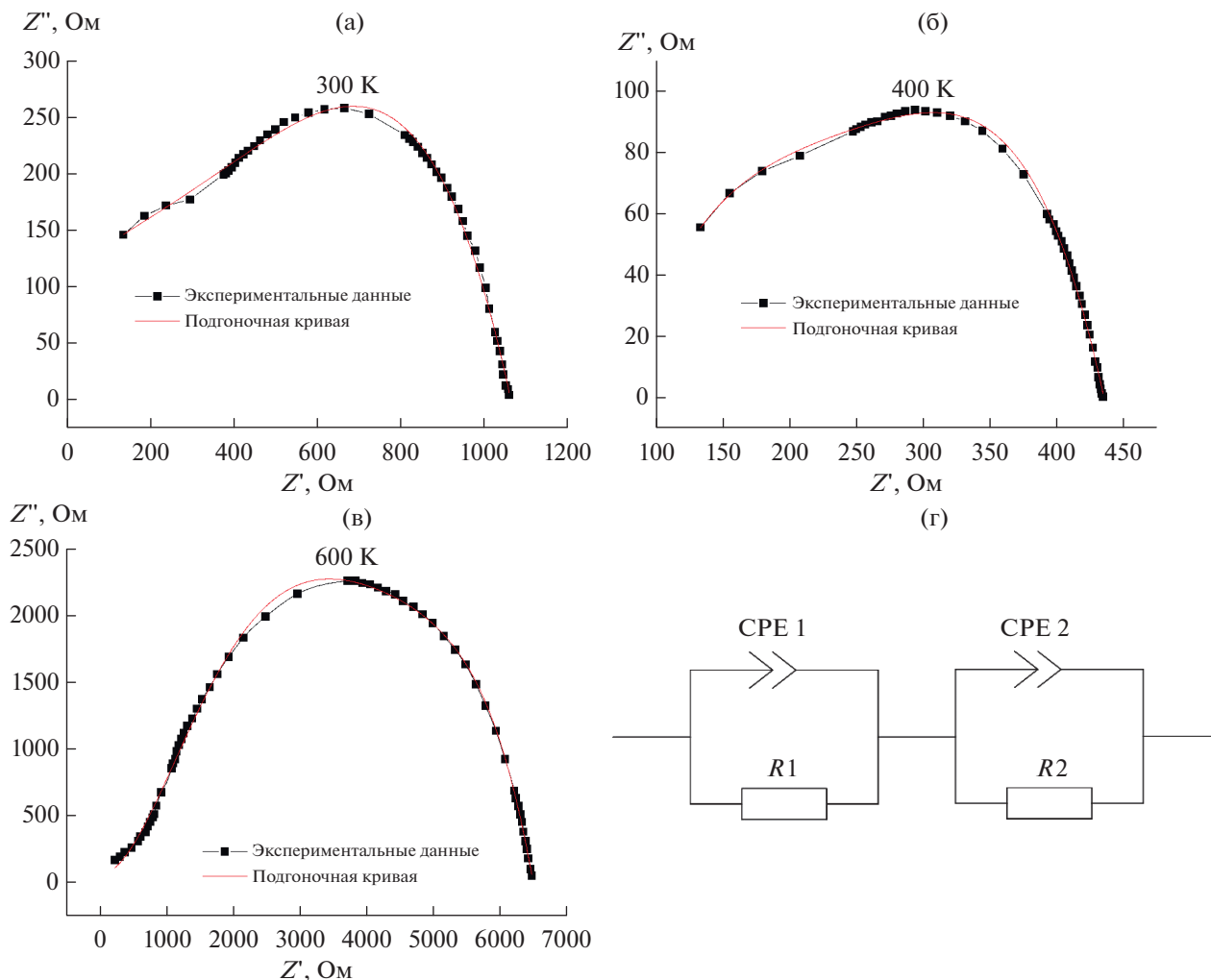


Рис. 7. Годографы Найквиста образцов 1 (а), 2 (б), 3 (в) и эквивалентная схема (CPE1, R1 – параметры для частиц, CPE2, R2 – параметры для межчастичных областей) (г).

кочастотная часть полуокружности отвечает за межчастичное сопротивление, а высокочастотная часть – за объемное сопротивление наночастиц.

На рис. 7 также представлена эквивалентная электрическая схема, состоящая из двух параллельных цепей R–CPE (constant phase element), соединенных последовательно. Частотно-зависимый элемент CPE отражает фрактальную структуру наночастиц или их агломератов. Численная подгонка параметров данной эквивалентной схемы проводилась в программе EIS Spectrum Analyser.

Импеданс элемента CPE задается следующим выражением:

$$Z_{\text{CPE}}(f) = \frac{1}{Q\omega^n \left[\cos\left(n\frac{\pi}{2}\right) - i\sin\left(n\frac{\pi}{2}\right) \right]},$$

где Q – коэффициент пропорциональности, n характеризует степень неоднородности распределения концентрации зарядов в структуре наноча-

стицы. В предельном случае для $n = 1$ элемент CPE отражает емкостное поведение, а для $n = 0$ – резистивное. При дробных значениях элемент CPE становится частотно-зависимым конденсатором или резистором. В результате подгонки в программе были получены параметры, указанные в табл. 1. Полученные результаты можно объяснить развитой поверхностью и наличием разновалентных ионов Ni, между которыми возможен обмен либо электронами, либо дырками. А также возможно осуществление поляронного типа проводимости [21].

Параметры для межчастичных областей оказались более емкостными и резистивными, чем параметры для наночастиц всех исследованных образцов. Значение $n < 1$ подтверждает недебаевский тип релаксации для всех образцов.

Зависимость проводимости по переменному току σ_{AC} от частоты приложенного поля при ком-

Таблица 1. Параметры эквивалентной схемы

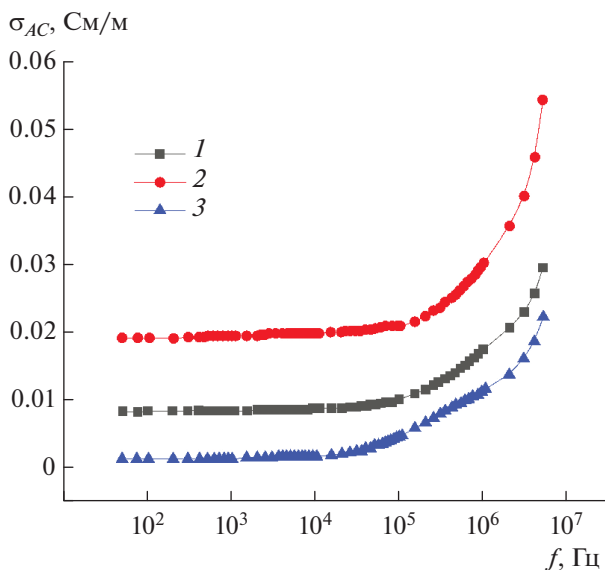
Образец	Температура подложки, К	CPE1, Ф	R1, Ом	<i>n</i>	CPE2 × 10 ⁸ , Ф	R2, Ом	<i>n</i>
		для наночастиц			для межчастичных областей		
1	300	1.463 × 10 ⁻¹⁰	355.61	0.9478	2.504	703.85	0.7568
2	400	1.311 × 10 ⁻¹⁰	189.70	0.9873	3.714	241.64	0.8167
3	600	1.324 × 10 ⁻⁸	734.21	0.7213	1.774	5974.1	0.8409

натной температуре показана на рис. 8. Измеренная проводимость по переменному току для всех образцов оказалась намного выше, чем у монокристаллического NiO (10⁻¹¹ См/м при комнатной температуре). Повышенная проводимость на переменном токе обусловлена высокой плотностью вакансий Ni²⁺, присутствующих в образцах NiO [23]. Для всех образцов σ_{AC} не зависит от частоты приложенного сигнала до ~50 кГц, в то время как на более высоких частотах наблюдается тенденция к увеличению проводимости. Такое частотно-независимое поведение на более низких частотах указывает на преобладание проводимости постоянного тока в этой области.

Согласно модели коррелированных прыжков через барьер, проводимость переменного тока определяется выражением

$$\sigma_{AC} = \frac{\pi^3}{24} N^2 \varepsilon R_w^6 \omega,$$

где N – концентрация дефектных участков, участвующих в прыжковом механизме, ε – диэлектрическая проницаемость, R_w – расстояние прыжка.

**Рис. 8.** Частотные зависимости проводимости переменного тока образцов (см. табл. 1).

Из рис. 8 видно, что проводимость по переменному току сначала увеличивается, а затем уменьшается с увеличением размера частиц. Изменение структуры межфазной области является причиной низкого значения проводимости по переменному току для образца, полученного при 300 К. Величина σ_{AC} наночастиц NiO размером <10 нм зависит от относительной объемной доли границ зерен и тройных стыков, составляющих межфазную область [23]. Уменьшение σ_{AC} для образца, полученного при 600 К, связано с уменьшением плотности границ частиц.

Температура подложки увеличивает размер частиц, а следовательно, снижает плотность границ. Это в свою очередь снижает концентрацию дефектных участков N , что способствует проводимости образца по переменному току.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Электрофизические свойства наночастиц NiO, синтезированных в плазме дугового разряда низкого давления, существенным образом зависят от их размера, определяемого температурой подложки.

Частотные зависимости позволили выявить, что резистивно-емкостные свойства наночастиц определяются структурой межфазных областей, нелинейным образом зависящей от размера частиц. В самых мелких частицах (3 нм) наблюдались наибольшие диэлектрические потери, вызванные поверхностными дефектами и образованием пространственного заряда в межфазных слоях. В то же время частицы промежуточного размера (12 нм) показывают наибольшие значения проводимости переменного тока и диэлектрической проницаемости, что вызвано дефектами поверхности.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00021).

Электронно-микроскопические исследования проведены в центре коллективного пользования Сибирского федерального университета при поддержке Государственного задания министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FSRZ-2020-0011).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sheena P.A., Hitha H., Sreedevi A., Varghese T.* Microstructural Characterization and Modified Spectral Response of Cobalt Doped NiO Nanoparticles // *Mater. Chem. Phys.* 2019. V. 229. P. 412–420. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.03.033>
2. *Shehata M.M., Youssef W.M., Mahmoud H.H., Maksud A.M.* Sol-Gel Synthesis of NiO/CuO Nanocomposites for Uptake of Rare Earth Elements (Ho, Yb, and Sm) from Aqueous Solutions // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2020. V. 65. № 2. P. 279–289. <https://doi.org/10.1134/S0036023620020163>
3. *Simonenko T.L., Ivanova V.M., Simonenko N.P., Simonenko E.P., Sevastyanov V.G., Kuznetsov N.T.* Obtaining of NiO Nanosheets by a Combination of Sol-Gel Technology and Hydrothermal Treatment Using Nickel Acetylacetonate as a Precursor // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2019. V. 64. № 14. P. 1753–1757. <https://doi.org/10.1134/S0036023619140080>
4. *Bartolomé J., Taño M., Martínez-Casado R., Maestre D., Cremades A.* Ethanol Gas Sensing Mechanisms of *p*-Type NiO at Room Temperature // *Appl. Surf. Sci.* 2022. V. 579. 152134. P. 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2021.152134>
5. *Dhas S.D., Maldar P.S., Patil M.D., Nagare A.B., Waikar M.R., Sonkawade R.G., Moholkar A.V.* Synthesis of NiO Nanoparticles for Supercapacitor Application as an Efficient Electrode Material // *Vacuum.* 2020. V. 181. 109646. P. 1–4. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109646>
6. *Lee M.S., Lee S., Jeong W., Ryu S., Yua W., Lee H., Cho G.Y., Cha S.W.* Nanoporous Nickel Thin Film Anode Optimization for Low-Temperature Solid Oxide Fuel Cells // *Int. J. Hydrogen Energy.* 2021. V. 46. № 73. P. 36445–36453. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.08.138>
7. *Morin F.J.* Electrical Properties of NiO // *Phys. Rev. B.* 1954. V. 93. 1199. P. 1–3. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.93.1199>
8. *Puspharajah P., Radhakrishna S., Arof A.K.* Transparent Conducting Lithium-Doped Nickel Oxide Thin Films by Spray Pyrolysis Technique // *J. Mater. Sci.* 1997. V. 32. P. 3001–3006. <https://doi.org/10.1023/A:1018657424566>
9. *Makhlouf S.A., Kassem M.A., Abdel-Rahim M.A.* Particle Size-Dependent Electrical Properties of Nanocrystalline NiO // *J. Mater. Sci.* 2009. V. 44. P. 3438–3444. <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3457-0>
10. *Fuschillo B., Lalevic B., Leung B.* Dielectric Properties of NiO and NiO(Li) // *Thin Solid Films.* 1974. V. 24. № 1. P. 181–192. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(74\)90263-6](https://doi.org/10.1016/0040-6090(74)90263-6)
11. *Kashir A., Jeong H.-W., Lee G.-H., Mikheenko P., Jeong Y.H.* Dielectric Properties of Strained Nickel Oxide Thin Films // *J. Korean Phys. Soc.* 2019. V. 74. P. 984–988. <https://doi.org/10.3938/jkps.74.984>
12. *Kaviyarasu K., Manikandan E., Kennedy J., Jayachandran M., Ladchumananandasiivam R., De Gomes U.U., Maaza M.* Synthesis and Characterization Studies of NiO Nanorods for Enhancing Solar Cell Efficiency Using Photon Upconversion Materials // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. № 7. P. 8385–8394. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.02.054>
13. *Bonomo M.* Synthesis and Characterization of NiO Nanostructures: a Review // *J. Nanopart. Res.* 2018. V. 20. № 8. P. 222. <https://doi.org/10.1007/s11051-018-4327-y>
14. *Usha V., Kalyanaraman S., Vettumperumal R., Thangavel R.* A Study of Frequency Dependent Electrical and Dielectric Properties of NiO Nanoparticles // *Phys. B: Condens. Matter.* 2017. V. 504. P. 63–68. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2016.10.011>
15. *Карпов И.В., Ушаков А.В., Ленеуев А.А., Федоров Л.Ю.* Плазмохимический реактор на основе импульсного дугового разряда низкого давления для синтеза нанопорошков // *ЖТФ.* 2017. Т. 87. Вып. 1. С. 140–145. <https://doi.org/10.21883/JTF.2017.01.1851>
16. *Reddy B. Purusottam, Ganavesh K. Sivajee, Hussain O.M.* Growth, Microstructure and Supercapacitive Performance of Copper Oxide Thin Films Prepared by RF Magnetron Sputtering // *Appl. Phys. A.* 2016. V. 122. P. 128. <https://doi.org/10.1007/s00339-015-9588-z>
17. *Lepeshev A.A., Drokin N.A., Ushakov A.V., Karpov I.V., Fedorov L.Yu., Bachurina E.P.* Localization and Transfer of Charge Carriers in CuO Nanopowder by Impedance Spectroscopy // *J. Mater. Sci. – Mater. Electron.* 2018. V. 29. № 14. P. 12118–12125. <https://doi.org/10.1007/s10854-018-9319-2>
18. *Rao K.V., Smakula A.* Dielectric Properties of Cobalt Oxide, Nickel Oxide, and Their Mixed Crystals // *J. Appl. Phys.* 1965. V. 36. P. 2031. <https://doi.org/10.1063/1.1714397>
19. *Koops C.G.* On the Dispersion of Resistivity and Dielectric Constant of Some Semiconductors at Audiofrequencies // *Phys. Rev.* 1951. V. 83. P. 121. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.83.121>
20. *Arun L., Karthikeyan C., Philip D., Unni C.* Optical, Magnetic, Electrical, and Chemo-Catalytic Properties of Bio-Synthesized CuO/NiO nanocomposites // *J. Phys. Chem. Solids.* 2020. V. 136. P. 109155. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2019.109155>
21. *Koshy J., Soosen S.M., Chandran A., George K.C.* Correlated Barrier Hopping of CuO Nanoparticles // *J. Semicond.* 2015. V. 36. № 12. P. 122003. <https://doi.org/10.1088/1674-4926/36/12/122003>
22. *Lepeshev A.A., Ushakov A.V., Karpov I.V., Balaev D.A., Krasikov A.A., Dubrovskiy A.A., Velikanov D.A., Petrov M.I.* Particularities of the Magnetic State of CuO Nanoparticles Produced by Low-Pressure Plasma Arc Discharge // *J. Supercond. Novel Magn.* 2017. V. 30. № 4. P. 931–936. <https://doi.org/10.1007/s10948-016-3885-4>
23. *Biju V., Abdul Khadar M.* AC Conductivity of Nanostructured Nickel Oxide // *J. Mater. Sci.* 2001. V. 36. P. 5779. <https://doi.org/10.1023/A:1012995703754>