

М.М. Кузишин, І.М. Будзуляк, Б.К. Остафійчук,
Б.І. Рачій, Р.В. Ільницький, Л.О. Мороз

Електрична провідність азотовмісних нанопористих вуглецевих матеріалів

Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57, Івано-Франківськ, 76025, Україна, myroslav.kuzyshyn@gmail.com

Досліджено залежності електрофізичних характеристик нанопористого вуглецевого матеріалу від ступеня ущільнення його часток. Встановлено, що максимальне значення електричної провідності досягається при тиску 5 МПа. Виявлено, що формування N- і O-сполук на поверхні досліджуваних матеріалів викликає відповідно підвищення і зниження електропровідності. Показано, що модель Друде-Сміта задовільно описує залежність електропровідності від частоти, оскільки вона спричинена пористою структурою матеріалу і функціональними групами на поверхнях щільно упакованих частинок, що викликає розподіл висоти стрибкових бар'єрів для транспорту зарядів, зменшення часу прискорення та довжини їх вільного пробігу, утворенням діелектричних шарів поверхневими функціональними групами, розривами струмопровідних і формуванням глухих каналів.

Ключові слова: нанопористий вуглецевий матеріал, ступінь ущільнення, питома електропровідність, поверхневі функціональні групи.

Стаття постуила до редакції 08.02.2014; прийнята до друку 15.06.2014.

Вступ

Відносна невисока питома електропровідність пористого вуглецевого матеріалу (НВМ) обмежує величину питомої потужності суперконденсаторів (СК), створених на його основі. Як правило, для підвищення величини електропровідності при формуванні електродів використовують електропровідні добавки [1]-[2] (ацетиленова сажа, графіт, струмопровідні полімери), які забезпечують підвід електронів через зовнішнє коло до межі розділу електрод || електроліт, а також встановлюють закономірності утворення умовно нескінчених електропровідних кластерів (каналів) у двокомпонентних сумішах при їхньому змішуванні та компактуванні. Однак, такий підхід не дозволяє в повному обсязі з'ясувати фактори, що впливають на провідність активного матеріалу.

В цілому, електропровідність електродів СК складається з опору складових матеріалу з урахуванням хаотичного чи впорядкованого розташування його складових частинок і опору границь розділу. В рентгеноаморфних вуглецевих матеріалах атоми утворюють здебільшого sp^2 - і sp^3 -гібридизовані зв'язки, в результаті чого вони є поганими провідниками [3]. Електропровідність стиснених частинок вуглецю залежить від їх форми, пористості, середнього розміру частинок, опору та

числа контактів між ними [4]. Внаслідок дії тиску на матеріал формуються струмопровідні канали, які забезпечують протікання електричного струму до межі розділу двох середовищ.

Завдяки своїй простоті та відтворюваності зазвичай для характеристики електричної поведінки провідникових і напівпровідникових порошків використовують метод вимірювання електричної провідності в залежності від тиску пресування [5-7].

Мета даної роботи – дослідити вплив технологічних факторів при отриманні пористого вуглецю та ступеня його ущільнення на його електрофізичні характеристики.

I. Матеріали та методи дослідження

Об'єктами дослідження слугували вихідний зразок АС (табл. 1), який отриманий карбонізацією сировини рослинного походження та наступною активацією КОН [2], і N-збагачені зразки нанопористого вуглецю, одержані шляхом хімічної активації матеріалу АС в концентрованій HNO_3 з наступною термічною модифікацією в потоці аргону [8]. Значення насипної густини d_0 отриманих матеріалів подані в табл. 1. Зразки нумерувались відповідно до температури термічної модифікації (табл. 1).

Таблиця 1

Параметри досліджуваних зразків

Зразок	АС	CN-0	CN-1	CN-2	CN-3	CN-4	CN-5	CN-6	CN-7
$T, ^\circ\text{C}$	-	-	150	250	350	450	550	650	750
$d_0, \text{г/см}^3$	1,18	1,08	1,02	0,84	0,81	0,79	0,76	0,69	0,65

Установка вимірювання електропровідності порошків схематично зображена на рис. 1. Наважку матеріалу засипали у тefлоновий циліндр і ущільнювали двома мідними електродами діаметром 7,2 мм. Стиснення проводилося за допомогою опорного гвинта, який діяв на руховий поршень. Тиск змінювався з кроком 0,5 МПа в інтервалі 0...8 МПа.

Дослідження електропровідності матеріалу здійснювались за допомогою вимірювального комплексу AUTOLAB PGSTAT100 фірми "ECO CHEMIE" (Нідерланди), укомплектованого програмою FRA-2. Вимірювання дійсної Z' та уявної Z'' частин комплексного опору ($Z = Z' - jZ''$) проводилось в діапазоні частот $f = 10^{-2} \dots 10^5$ Гц при напрузі 1 мВ.

Взявши до уваги геометричні параметри досліджуваних зразків, були розраховані значення питомої опорів згідно рівнянь: $r = r' - jr''$, де $r' = \frac{Z' \cdot S}{l}$ і $r'' = \frac{Z'' \cdot S}{l}$ – дійсна і уявна частина комплексного питомого опору, l і S – товщина і площа поверхні зразка відповідно [[2]], [[9]].

Комплексна питома електропровідність визначалася із співвідношення: $s = 1/r^* = s' + jr''s''$. Були обчислені значення дійсної та уявної частин комплексної питомої електропровідності за параметром $M = |Z|^2 (S/l)^2$ та формулами:

$$s' = r'/M \text{ і } s'' = r''/M. \quad (2)$$

Значення повної питомої електропровідності матеріалів знайдені за формулою:

$$s = \sqrt{(s')^2 + (s'')^2}. \quad (3)$$

Площу поверхні вуглецевих матеріалів визначали

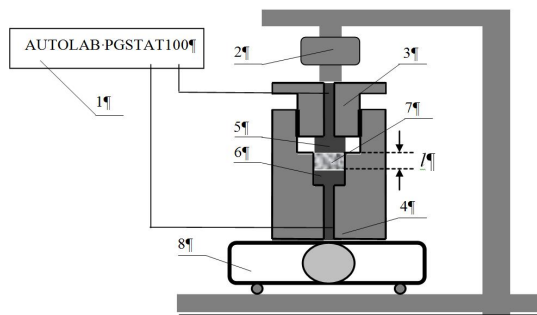


Рис. 1. Експериментальна установка для вимірювання провідності порошків: 1 – вимірювальний комплекс AUTOLAB PGSTAT100; 2 – опорний гвинт; 3 – кришка циліндра пресформи; 4 – тefлоновий циліндр; 5 – руховий поршень; 6 – зразок; 7 – неруховий поршень; 8 – ваги.

на основі аналізу ізоTERM адсорбції/десорбції азоту при температурі -196°C , які отримані на приладі Quantachrome Autosorb. Перед вимірюваннями зразки дегазували при 180°C протягом 18 год. Величину питомої поверхні $S_{\text{ВЕТ}}$ ($\text{м}^2/\text{г}$) визначали багатоточковим методом ВЕТ в області ізоТЕРМИ, обмеженої діапазоном відносного тиску $P/P_0 = 0,050 \dots 0,035$.

Дослідження структури отриманих зразків проводились на растровому електронному мікроскопі JSM-6700F. Для растрової електронної мікроскопії зразки монтувались на підкладці, поверхня якої була вкрита тонким шаром епоксидної смоли. Розмір зразків не перевищував $D = 25$ мм при висоті 10 мм. Зображення реєстрували у режимі вторинних електронів при збільшенні $\times 1000$, прискореній напрузі 20 кВ і струмі пучка 7 нА при тиску не більшому за 10^{-8} Па. Відстань від джерела електронів до поверхні зразка становила 300 мм.

II. Результати експерименту та їх обговорення

На основі ізоTERM адсорбції/десорбції азоту, були отримані характеристики поверхні та пористої структури вуглецевих матеріалів до та після хімічної активації (табл. 2). При обробці вихідного матеріалу АС азотною кислотою питома площі поверхні зменшується (матеріал CN-0), в результаті формування поверхневих функціональних груп [[8]]. Після термічної обробки при температурах $T \leq 450^\circ\text{C}$ спостерігається збільшення питомої поверхні вуглецевих зразків (CN-1...CN-4), що

Таблиця 2

Фізичні характеристики НВМ

Зразок	$S_{\text{total}}, \text{м}^2/\text{г}$	$S_{\text{micro}}, \text{м}^2/\text{г}$	$S_{\text{meso}}, \text{м}^2/\text{г}$
АС	1257	1230	27
CN-0	1158	1130	27
CN-1	1197	1170	26
CN-2	1251	1219	31
CN-3	1308	1278	30
CN-4	1339	1303	36
CN-5	1329	1299	30
CN-6	1292	1261	31
CN-7	1237	1203	33

зумовлено видаленням певної кількості поверхневих функціональних груп з поверхні матеріалу. Подальше збільшення температури (CN-5...CN-7) викликає зменшення пористості матеріалу, що, можливо, відбувається внаслідок вигорання вуглецевого матеріалу за участю О-гетероатомів.

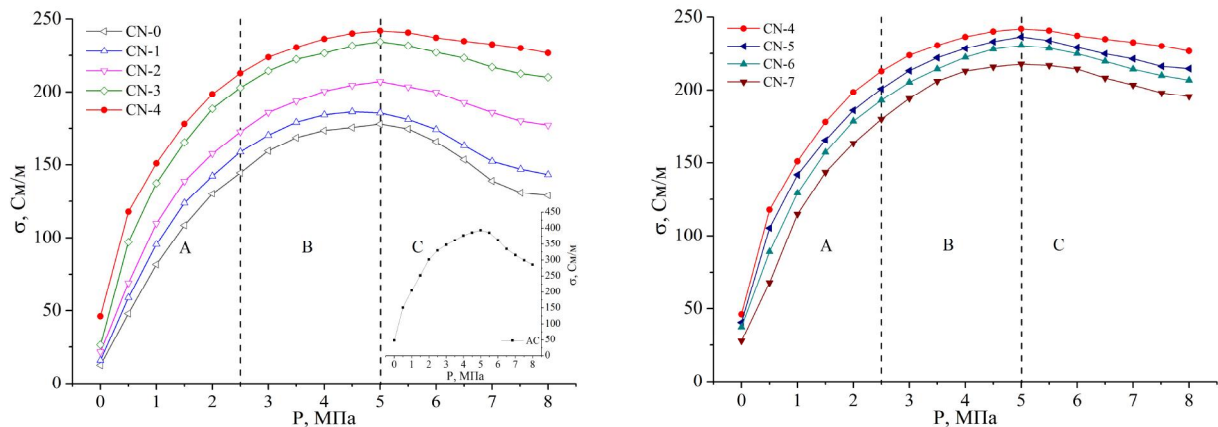


Рис. 2. Залежність питомої електропровідності НВМ від тиску пресування.

Залежність питомої електропровідності зразків від прикладеного тиску представлена на рис. 2. В загальному випадку хід кривої можна умовно поділити на три частини А, В, С [2], [10].

На початкових стадіях стиснення (ділянка А) відбувається ущільнення каркасу структури і зменшення його пористості. В цьому випадку загальний опір складається з опору границь між частинками, їх внутрішнього опору та опору порожнин, які сильно залежать від відстані між частинками [[2]]. Формування струмопровідних каналів відбувається за рахунок зростання кількості та щільності контактів між близько розташованими частинками [[11]].

В результаті стиску матеріалу (ділянка В) крім переорієнтації вуглецевих часток мають місце пластичні деформації, як призводять до звуження проміжків між частинками і зростання міжконтактної поверхні. Внаслідок деформації матеріалу збільшуються внутрішні напруги, практично можна знехтувати опором проміжків між частинками, зростає кількість і площа контактних поверхонь. В цьому випадку загальна електропровідність спресованого матеріалу складається з суми електричних провідностей кожної частинки НВМ та електропровідності контакту між ними, яка залежить від природи і кількості контактуючих частинок, площі контактної поверхні, її морфології, хімічного складу та тиску.

Характер зміни питомої електропровідності даних зразків в діапазоні тисків $P = 0 \dots 5$ МПа, описується рівнянням Холма [[4]], яке пояснює збільшення провідності з ростом тиску і встановлює механізм деформації матеріалу:

$$s = aP^b, \quad (4)$$

де a і b – константи. Коефіцієнт a залежить від провідності і розміру частинок, наявності поверхневих функціональних груп. Проте для випадку вуглецевих матеріалів a не дозволяє однозначно встановити чинники, які впливають на електропровідність матеріалу. Показник b дає можливість з'ясувати вид деформації, внаслідок якої зростає кількість і площа контактів між частинками

вуглецю. Значення $b \approx 0,5$ вказує на пружну, а $b \approx 0,33$ – на пластичну деформацію матеріалу. Це рівняння було використане для наближення експериментальних даних у межах від $0 \dots 5$ МПа (рис. 2), отримані значення коефіцієнтів a і b подані в табл. 3. Відносна похибка ε не перевищувала 10%.

При тисках $P > 5$ МПа досягається критичний рівень внутрішніх напружень (ділянка С), що може порушити цілісність структури частинок [[10]]. Деформування матеріалів набуває переважно пластичного характеру. Внаслідок цього зростає контактний опір, що спричинено збільшенням кількості контактуючих поверхонь роздрібнених часток матеріалу [[12]]. Цей ефект особливо виражений для зразків АС і CN-0, середній розмір частинок яких становить 10 та 8 мкм відповідно (рис. 3). Звідси випливає, що падіння електропровідності зумовлене руйнуванням малих часток вуглецю, а значить – зростанням контактної поверхні. Наступне зростання температури термічної активації може викликати спікання часток і зміцнення каркасу матеріалу. Так, середній розмір агломерацій в CN-4 становить $20 \dots 25$ мкм (рис. 3). Завдяки цьому спостерігається незначне зменшення питомої електропровідності, оскільки зростає довжина вільного пробігу електронів, а тиски, що діють на матеріал, недостатні для утворення великої кількості контактних поверхонь. Аналогічна поведінка характерна для зразків CN-5...CN-7. З цього слідує, що при $T > 723$ К агломерація не відбувається.

Окрім тиску, що прикладається для ущільнення матеріалу, на питомі енергетичні параметри НВМ впливає обробка вихідної сировини, наявність на поверхні різних функціональних груп, їх хімічний склад та пористість [[10]], [[11]], [[9]]. Великі значення питомої електропровідності, які спостерігаються для зразка АС (рис. 2), викликані тунелюванням електронів між частинками матеріалу. Цей ефект доводить, що на поверхні даного зразка практично відсутні поверхневі функціональні групи, а атоми вуглецю утворюють sp^2 -гібризовані зв'язки з делокалізованими електронами (π орбіталь),

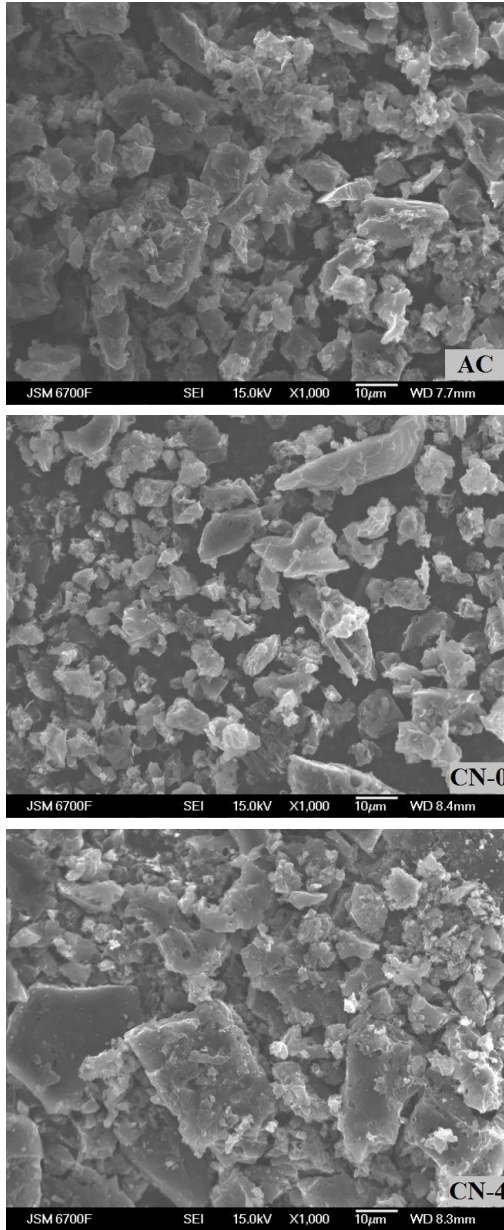


Рис. 3. Мікроструктура поверхні зразків АС, CN-0 і CN-4.

які можуть вільно рухатись по всій структурі матеріалу [[13]]. Однак, зразок АС не дозволяє отримати максимальні питомі енергетичні

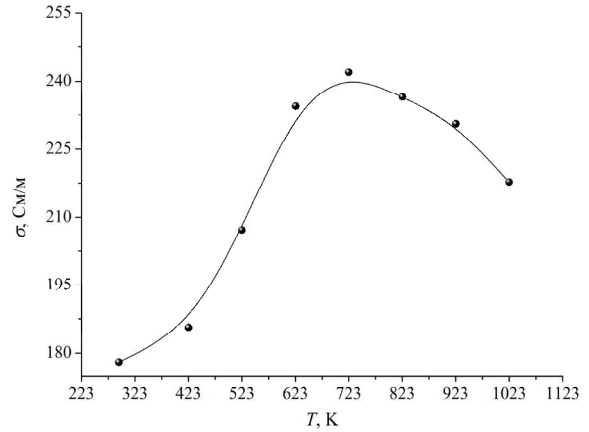


Рис. 4. Мікроструктура поверхні зразків АС, CN-0 і CN-4.

характеристики СК, оскільки матеріал електрода повинен володіти оптимальним співвідношенням між електричною провідністю та питомою ємністю [[3]].

Хімічна модифікація НВМ концентрованою азотною кислотою викликає формування на його поверхні амідних, пірольних, піридинних N-сполук та гідроксильних, карбоксильних, кетон-хенонних О-гетероструктур, які збільшують ємнісні характеристики СК за рахунок псевдоємності [[8]]. Проте, поряд з цим спостерігається зменшення значення питомої електропровідності для N-збагачених зразків з 393,6 до 178,0 См/м (табл. 3).

Залежність питомої електропровідності НВМ від температури термічної активації при тиску пресування 5 МПа зображено на рис. 4. Пік питомої електропровідності спостерігається при температурі 723 К, що викликано розкладанням гідроксильних і карбоксильних сполук кисню. Оскільки відомо [[8]], що сполуки кисню погіршують провідні характеристики матеріалів. Крім того, формування і збільшення кількості пірольних, піридинних, амідних і амініх сполук азоту на поверхні зразків CN-1...CN-4 призводить до покращення їх електричних властивостей [[14]].

В процесі формування пор та порожнин відбуваються розриви та утворення «глухих» струмопровідних каналів, як наслідок – зростає внутрішній опір частинок. Варто вказати, що для N-модифікованих зразків зміни питомої поверхні

Таблиця 3

Електрофізичні параметри вуглецевих матеріалів

Зразок	$P = 5 \text{ МПа}$		Параметри наближення рівняння Холма			$\tau, 10^{-3} \text{ с}$	$dS, \%$
	$d, \text{ кг/м}^3$	$\sigma, \text{ См/м}$	α	β	$\epsilon, \%$		
АС	2237	393,6	216,77	0,40	10,0	6,50	41
CN-0	1842	178,0	87,68	0,46	5,0	2,93	11
CN-1	1783	185,6	120,91	0,43	5,6	3,07	16
CN-2	1708	207,2	112,99	0,41	5,7	3,43	19
CN-3	1623	234,4	141,05	0,35	6,2	3,86	20
CN-4	1548	242,0	155,76	0,30	8,5	3,98	21
CN-5	1483	236,5	143,70	0,33	7,4	3,87	22
CN-6	1336	230,6	131,96	0,38	7,3	3,81	23
CN-7	1275	217,8	113,33	0,43	6,7	3,60	26

корелюються зі змінами їх питомої електропровідності (табл. 3).

Додаткову інформацію про електричні властивості досліджуваних НВМ можна одержати з залежності електропровідності від частоти $S(f)$, отриманої методом імпедансної спектроскопії. В цих експериментах для уникнення руйнування матеріалу дослідження проводили при тиску 5 МПа, що відповідає максимальним значенням питомої електричної провідності і при цьому можна знехтувати опором повітряних проміжків між частинками.

Результати вимірювання залежності повного електричного опору від частоти наведені в напівлогарифмічних координатах (рис. 5). В даній роботі дослідження проводили у низькочастотному інтервалі, для якого частотна залежність електропровідності може відповідати особливостям розподілу стрибкових бар'єрів між провідними областями. Вуглецевим матеріалам притаманні електропровідні сітки з дублюючими ланцюжками фізично зв'язаних частинок, що пояснює відсутність частотної залежності повної електропровідності в діапазоні $f = 10^2 \dots 1389,5$ Гц [[15]]. Для всіх зразків властива ємнісна поведінка питомої електропровідності σ при підвищенні частоти $f > 1389,5$ Гц, яка властива для систем з вільними електронами і характеризується відносно малим питомим опором [[16]]. Ця аномальна частотна залежність $S(f)$ поки що залишається незрозумілою і це питання потребує більш детального подальшого вивчення.

Виникнення дисперсії імпедансу в області $f \leq 10^5$ Гц можливе внаслідок залежності глибини проникнення поля в зразок (скін-ефект). Іншою причиною даного явища може бути максвелівська релаксація, яка спостерігається при умові $w \sim 1/t_m$, що здебільшого характерно для напівпровідників, для яких час релаксації t_m може приймати досить широкий діапазон значень [[17]]. Іншим джерелом частотної залежності $S(f)$ є виникнення колективних збуджень хвильового типу густини

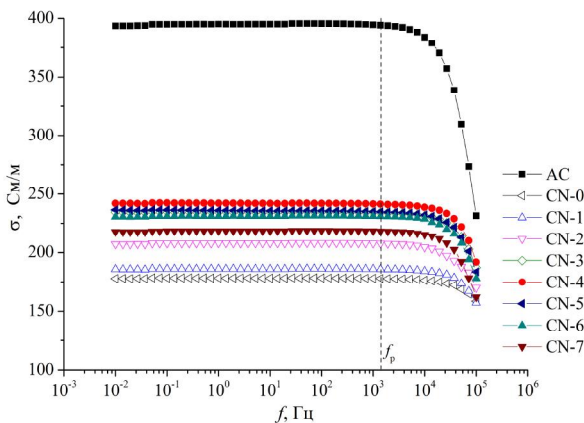


Рис. 5. Частотні залежності повної електропровідності

зарядів у дрібнодисперсних системах [[18]], [[19]]. Крім того пориста структура вуглецевих зразків призводить до делокалізації носіїв заряду.

Частотна поведінка комплексного значення електропровідності $S(w)$ наноструктурних матеріалів описується за допомогою моделі Друде-Сміта [[20]]:

$$S(w) = \frac{S_0}{1 - iwt} \left[1 + \sum_j \frac{c_j}{(1 - iwt)^j} \right], \quad (5)$$

де τ – час релаксації (час між зіткненнями між двома подіями розсіювання), $S_0 = p f_p^2 t$, f_p – плазмова частота, c_j - коефіцієнт, який характеризує напрям і енергію носія заряду після j -ого зіткнення. Модель Друде-Сміта описує ізотропне розсіювання в системі з вільними електронами. При плазмовій частоті відбувається перехід електричних властивостей провідник-діелектрик. Важливим фактором для пояснення електрон-фононої взаємодії є час релаксації. Слід вказати, що величина $\tau \approx 10^{-5}$ с для даних вуглецевих систем становить на кілька порядків менше, ніж час релаксації ($10^{-13} \dots 10^{-15}$ с) для розсіювання вільних електронів, яке зазвичай відбувається в оптичному діапазоні частот (табл. 3).

Порошок нанопористого вуглецю можна розглядати як ізольовані частинки металів. Змінне електричне поле спричиняє поляризацію цих частинок, що призводить до зміщення плазмової частоти в діапазон нижчих частот у результаті резонансу Максвелла-Гарнетта [[21]]. Причина такої поведінки полягає в тому, що носії заряду можуть вільно переміщатися в обмеженому діапазоні або виконувати коливання відносно їх середнього положення, в зв'язку з чим електронні хмари сусідніх атомів можуть безпосередньо перекриватись, забезпечуючи безперервний рух зарядів [[22]]. Зменшення електропровідності на частотах вище плазмової $f_p = 1389,5$ Гц викликано зменшенням часу прискорення носіїв заряду, який залежить від низки факторів. По-перше, формування пористої структури матеріалу і функціональних груп на поверхнях щільно розміщених частинок спричиняє розподіл висоти стрибкових бар'єрів для транспорту зарядів (тунелювання). По-друге, довжина вільного пробігу електронів скорочується в результаті утворення діелектричних шарів гетероатомами кисню, розривів струмопровідних і формування глухих каналів.

Як видно з рис. 5, в області частот $f \geq f_p$ N-збагачені матеріали в порівнянні з вихідним зразком характеризуються зменшенням дисперсії електричної провідності. В процесі синтезу на їх поверхні формуються N- і O-сполуки, які покращують напівпровідникові властивості. Ймовірно, кривизна цієї ділянки залежить від кількості цих сполук, що фактично дозволяє якісно оцінити хімічний склад поверхні НВМ. Для зручності можна використати відсоткове зменшення питомої електропровідності з частотою, яке визначається за формулою:

$$ds = \frac{S_0 - S(w)}{S_0} \cdot 100\%, \quad (6)$$

де S_0 і $S(w)$ – величини питомої електричної провідності, значення яких вибрані при частотах 10^{-2} Гц, що відповідає провідності при постійному струмі, і 10^5 Гц відповідно. Наприклад, для зразка CN-1, на поверхні якого зосереджені N- і O-сполуки, зміна питомої електропровідності ds складає 11%. Підвищення температури активації призводить до збільшення ds (табл. 3), тобто до посилення металічних властивостей. Для зразка CN-7, який після термічної активації при $T = 1023$ К характеризується в основному гетероатоми азоту, це значення становить 26%.

Висновки

Виявлено, що максимальні значення провідності $\sigma = 242$ См/м азотовмісного НВМ досягаються при тиску 5 МПа.

Хімічна модифікація викликає подрібнення матеріалу і продукує формування O-гетеросполук на поверхні зразків, що спричиняє зменшення величини питомої електропровідності з 393,6 (зразок АС) до 178,0 См/м (зразок CN-0). Крім того, термічна активація сприяє підвищенню електропровідності НВМ на 30%, що зумовлено розкладанням гідроксильних і карбоксильних груп та зростанням кількості сполук азоту.

Встановлено, що нелінійну залежність електропровідності від частоти можна описати моделлю Друде-Сміта, яка справелива для ізотропного розсіювання в системі з вільними електронами. Така поведінка спричинена пористою структурою матеріалу і функціональними групами на поверхнях щільно розміщених частинок, що викликає розподіл висоти стрибкових бар'єрів для транспорту зарядів, зменшенням часу прискорення та довжини їх вільного пробігу, утворенням діелектричних шарів поверхневими функціональними групами, розривами струмопровідних і формуванням глухих каналів.

Кузишин М.М. – н.с. кафедри матеріалознавства і новітніх технологій;

Остафійчук Б.К. – д.ф.-м.н., професор, завідувач кафедри матеріалознавства і новітніх технологій;

Будзуляк І.М. – д.ф.-м.н., професор кафедри матеріалознавства і новітніх технологій;

Рачій Б.І. – к.ф.-м.н., с.н.с. кафедри матеріалознавства і новітніх технологій;

Льницький Р.В. – к.ф.-м.н., доцент кафедри матеріалознавства і новітніх технологій;

Мороз Л.О. – к.т.н., м.н.с. кафедри матеріалознавства і новітніх технологій.

- [1] O.I. Stelmakh, L.Yu. Matzui, L.L. Vovchenko, *Physics and Chemistry of Solid State*, 8(2), 408 (2007).
- [2] B.K. Ostafiychuk, S.L. Revo, M.M. Kuzyshyn, I.M. Budzulyak, B.I. Rachiy, *Physics and Chemistry of Solid State*, 14(4), 734 (2013).
- [3] B.I. Rachiy, IX International Conference on Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems (Ivano-Frankivsk, 2007), 2, p. 244.
- [4] R. Holm. *Electric Contacts: theory and application*. – 4th ed. (Springer, Hamburg, 2000).
- [5] K.J. Euler, R. Kirchhof, H. Metzendorf, *Materials Chemistry*, 4(4), 611 (1979).
- [6] A. Espinola, M. Mourente, M. Salles, A. Pinto, *Carbon*, 24, 337 (1986).
- [7] A. Celzard, J.F. Mareche, F. Payot, G. Furdin, *Carbon*, 40, 2801 (2002).
- [8] B.K. Ostafiychuk, I.M. Budzulyak, M.M. Kuzyshyn, B.I. Rachiy, R.A. Zatorskiy, R.P. Lisovskiy, V.I. Mandzyuk, *Journal of Nano- and Electronic Physics*, 5(3), 03049 (2013).
- [9] M.H. Abdullah, A.N. Yusoff, *Journal of Alloys and Compounds*, 233, 129 (1996).
- [10] K.J. Euler, *Journal of Power Sources*, 3(2), 117 (1978).
- [11] N. Probst, E. Grivei, *Carbon*, 40, 201 (2002).
- [12] B. Marinhoa, M. Ghislandia, E. Tkalyac, C.E. Koningc, G. Witha, *Powder Technology*, 221, 351 (2012).
- [13] D. Sebastian, A.G. Ruiz, I. Suelves, R. Moliner, M.J. Lazaro, *Journal of Materials Science*, 48(4), 1423 (2013).
- [14] M.S. Shafeeyan, W.M.A.W. Daud, A. Houshmand, A. Shamiri, *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis* 89, 143 (2010).
- [15] М. Лебовка, А. Гончарук, Ю. Бойко, Л. Лисецький, Г. Пучковська, Т. Гаврилко, Я. Бара, М. Дрозд, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, 7(3), 701 (2009).
- [16] R.N. Bhowmik, *Materials Research Express*, 1, 015903 (2014).
- [17] П.Т. Орешкин, *Физика полупроводников и диэлектриков (Высшая школа, Москва, 1977)*.
- [18] А.А. Волков, Б.П. Горшунов, Г.В. Козлов. *Труды ИОФАН*, 25, 112 (1990).
- [19] D. Staresinic, K. Biljakovic, N.I. Baklanov, S.V. Zaitsev-Zotov, *Ferroelectrics*, 176, 335 (1996).
- [20] N.V. Smith, *Physical Review B*, 64, 155106, (2001).
- [21] M. Hövel, B. Gompf, M. Dressel. *Thin Solid Films*, 519, 2955 (2011).
- [22] J.B. Goodenough, *Physical Review*, 117 (6), 1442 (1960).

M.M. Kuzyshyn, B.K. Ostafiychuk, I.M. Budzulyak, B.I. Rachiy,
R.V. Ilnytskyy, L.O. Moroz

Electrical Conductivity of Nitrogen-Containing Nanoporous Carbon Materials

*Vasyl Stefanyk Precarpathian National University, 57 Shevchenko Street, Ivano-Frankivsk, 76025, Ukraine,
myroslav.kuzyshyn@gmail.com*

Dependence of electro-physical characteristics of nanoporous carbon material on the degree of compaction its elements have been investigated. It is ascertained that maximum electrical conductivity occurs with the pressure of 5 MPa. It is also detected, that forming of N- and O- compounds on the surface of materials, we have examined, causes according rise or reduction of conductivity. There well seen, that the Drude-Smith model satisfactorily describes dependence of the electrical conductivity on frequency, thus it caused by porous structure of the material and by functional groups on the surface of closely packed particles. It brings to distribution of step block levels for transportation of charges. So, the time of their acceleration and length of their free path reduced; surface functional groups create dielectric layers; conductive channels become broken, and form irredundant ones.

Keywords: nanoporous carbon material, degree of compaction, specific electrical conductivity, surface functional groups