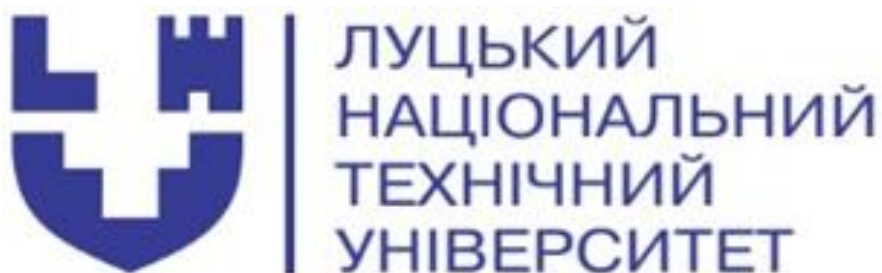


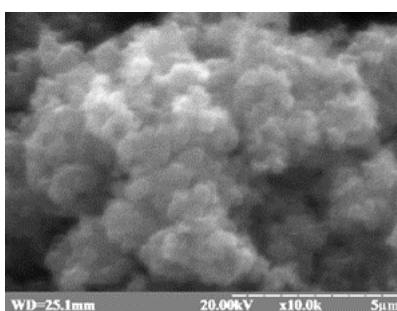
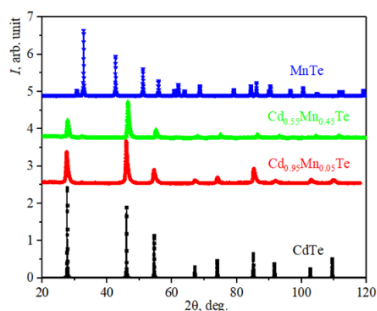
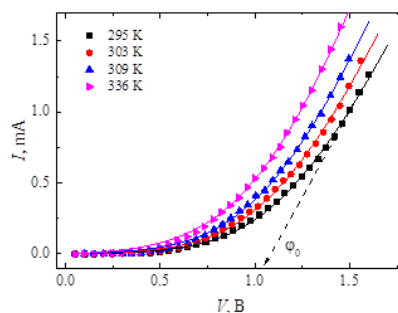
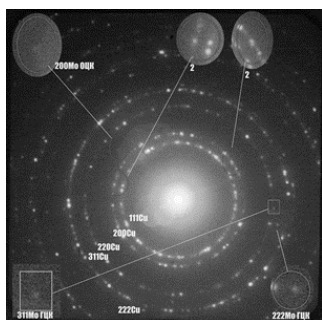
Міністерство освіти і науки України



# МАТЕРІАЛИ

## VII ВСЕУКРАЇНСЬКОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ ЗДОБУВАЧІВ ВИЩОЇ ОСВІТИ ТА МОЛОДИХ ВЧЕНИХ

«Фізика і хімія твердого тіла.  
Стан, досягнення і перспективи»  
21-22 жовтня 2022 р.



Луцьк – 2022

*Рекомендовано до друку науково-технічною радою  
Луцького національного технічного університету.  
Протокол № 2 від 20.10.2022 р.*

**Фізика і хімія твердого тіла. Стан, досягнення і перспективи :**  
Ф-48 Матеріали VII Всеукраїнської науково-практичної конференції  
здобувачів вищої освіти та молодих вчених, 21-22 жовтня 2022 р., м.  
Луцьк. Луцьк: ІВВ ЛНТУ, 2022. 176 с.

У збірнику представлені тези доповідей учасників VII Всеукраїнської науково-практичної конференції здобувачів вищої освіти та молодих вчених. Наведено фізико-хімічні властивості та структуру нових матеріалів, проаналізовано фізичні та хімічні методи дослідження і технології, розглянуто проблемні питання мікро- та нано- електроніки, математичної фізики. Завершують збірник роботи, присвячені методології навчання фундаментальних дисциплін у вищій школі.

Матеріали наведено у авторській редакції.

Для студентів, аспірантів, науковців та фахівців.

## Секція 1

### Фізико - хімічні властивості та структура матеріалів

УДК [548.55]: 546.57+546.681+546.681+546.22+546.667+546.657

#### ВИРОЩУВАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ $\text{AgGaGeS}_4$ , ЛЕГОВАНИХ Nd ТА Er

асп.О. Березнюк, інж. В. Панкевич, проф.І. Іващенко,  
проф. В. Галян, проф. Л. Піскач, проф. Л. Гулай

*Волинський національний університет імені Лесі Українки,  
Україна, 43025, м. Луцьк, просп. Волі, 13  
Piskach.Lyudmyla@vnu.edu.ua*

Сполука  $\text{AgGaGeS}_4$  утворюється в квазіпотрійній системі  $\text{Ag}_2\text{S}-\text{Ga}_2\text{S}_3-\text{GeS}_2$  [1,2] утворює тверді розчини в межах 2-7 мол.% від (при температурі відпалу 720 К). Сполука стехіометричного складу утворюється конгруентно при 1136 К і кристалізується в орторомбічній сингонії (ПГ  $Fdd2$ ). Легування домішками РЗМ (в даному випадку Nd та Er) цих кристалічних систем призводить до ефективною лазерної генерації, кросрелаксації, «ап-конверсії», концентраційного гасіння випромінювання та ін.

Для приготування вихідної шихти для вирощування монокристалів, що леговані Nd та Er, проводили синтез сплавів складів 25 мол.%  $\text{Ag}_2\text{S}$  – 25 мол.%  $\text{Ga}_2\text{S}_3$  – 44 мол.%  $\text{GeS}_2$  – 2(4) мол.%  $\text{Nd}_2\text{S}_3$  – 4(2) мол.%  $\text{Er}_2\text{S}_3$  вагою 7 г. Розраховані кількості простих речовин високої чистоти (не менше 99,999 мас. % чистоти) загрузали в кварцові ампули, які вакуумували та запаювали. На першому етапі синтезу ампули повільно (~2 град./год) нагрівали в шахтній печі синтезу з додатковим відпалом при температурі, що близька до критичної для сірки, до максимальної температури 1200 К. Після охолодження в режимі виключеної печі до кімнатної температури отримували однорідні по довжині компактні злитки сірого кольору. Далі отримані сплави подрібнювали в порошок і поміщали в кварцові контейнери з конусним кінцем. Методика вирощування була розроблена, виходячи з даних наведених в роботах [1, 2].

Монокристали  $\text{AgGaGeS}_4$ , що леговані Nd та Er, складів 25 мол.%  $\text{Ag}_2\text{S}$  – 25 мол.%  $\text{Ga}_2\text{S}_3$  – 44 мол.%  $\text{GeS}_2$  – 2(4) мол.%  $\text{Nd}_2\text{S}_3$  – 4(2) мол.%  $\text{Er}_2\text{S}_3$ , вирощувалися в печі, що складається з двох зон з незалежним контролем температури. Теоретичний аналіз фазової діаграми системи  $\text{AgGaS}_2-\text{GeS}_2$  та експериментальні дослідження по встановленню температур плавлення та переохолодження сплавів привели до висновку, що найбільш оптимальними технологічними умовами вирощування монокристалів  $\text{AgGaGeS}_4$ , що леговані Nd та Er, є: температура зони розплаву 1200 К; температура зони відпалу 720 К; градієнт температури на межі розділу тверда речовина – розплав 5 К/мм; швидкість росту 0,5 мм/год; тривалість відпалу 250 год; швидкість охолодження до кімнатної температури 5 К/год. З використанням цих параметрів ми отримали високоякісні монокристалічні булі діаметром до 15 мм і довжиною 30 мм.

[1] Shevchuk M.V., Atuchin V.V., Kityk A.V., Fedorchuk A.O., Romanyuk Y.E., Calus S., Yurchenko O.M., Parasyuk O.V. Single crystal preparation and properties of the  $\text{AgGaGeS}_4-\text{AgGaGe}_3\text{Se}_8$  solid solution // Journal of Crystal Growth (2011), 318, 708–712.

[2] Khyzhun O.Y., Parasyuk O.V., Fedorchuk A.O. Single crystal growth and electronic structure of thiogermanate  $\text{AgGaGeS}_4$ , a novel nonlinear optical material // Optical Materials (2013), 35, 1081-1089.

**ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У КВАЗІПОТРІЙНІЙ СИСТЕМІ  
Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub>–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> ПРИ 500 К**

**асп. Березнюк О.П.; к.х.н., ст. лаб. Смітюх О.В.; д.х.н., проф. Піскач Л.В.**

*Волинський національний університет імені Лесі Українки,*

*Україна, 43025, м. Луцьк, просп. Воли, 13*

*e-mail: post@vnu.edu.ua*

Квазіпотрійна система Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub>–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> є актуальною для дослідження, оскільки сполуки, що утворюються у ній, володіють цінними властивостями. Cu<sub>2</sub>S –використовують в конденсаторах великої ємності, у пристроях пам'яті – мемрісторах, завдяки тому, що високотемпературна модифікація володіє суперіонною електропровідністю [1]. SnS<sub>2</sub> будучи двовимірним напівпровідником є привабливим як потенційний фотокаталізатор видимого світла [2]. Тернарна сполука Cu<sub>2</sub>SnS<sub>3</sub> – алмазоподібний напівпровідник, матеріал для практичного використання в оптоакустиці, в нелінійній оптиці та фотоелектричних елементах [3-5]. Cu<sub>7</sub>PS<sub>6</sub> належить до сімейства аргіродитів, які останні кілька років активно досліджуються, як високоефективні термоелектричні матеріали. Це пов'язано з наявністю однозарядних рухливих іонів Cu<sup>+</sup> у жорсткому ковалентному аніонному каркасі, що разом забезпечує ефективне розсіювання фононів [6].

Характер фізико-хімічної взаємодії в системі Cu<sub>2</sub>S–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> є суперечливим [7, 8]. Зокрема, є розбіжності щодо характеру плавлення сполуки Cu<sub>7</sub>PS<sub>6</sub> та в питанні існування сполуки CuPS<sub>3</sub>. Однозначним є утворення тернарної фази Cu<sub>3</sub>PS<sub>4</sub>: інконгруентно при 1237 К [7]. Згідно даних цієї ж роботи сполука Cu<sub>7</sub>PS<sub>6</sub> утворюється конгруентно при 1327 К, автори роботи [8] подають інконгруентний спосіб її утворення при 1300 К. Існування CuPS<sub>3</sub> (інконгруентно при 707 К) підтверджують лише в роботі [7]. Фазові рівноваги в системі Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub> досліджувались неодноразово. Результати цих робіт є неоднозначні щодо кількості і характеру плавлення сполук. Система вперше вивчена в роботі [9], де встановлено існування сполуки Cu<sub>2</sub>SnS<sub>3</sub> (конгруентний характер плавлення при 1127 К). За даними [10] у системі виявлено три фази складу Cu<sub>2</sub>SnS<sub>3</sub> (плавиться конгруентно при 1173 К), Cu<sub>2</sub>Sn<sub>4</sub>S<sub>9</sub> (плавиться інконгруентно 938 К) і Cu<sub>8</sub>SnS<sub>6</sub> (плавиться інконгруентно 1083 К). Авторами [11] було проведене детальне дослідження системи та встановлено існування трьох тернарних сполук Cu<sub>2</sub>SnS<sub>3</sub> та Cu<sub>4</sub>SnS<sub>4</sub> утворюються конгруентно при 1123 К та 1083 К відповідно, а Cu<sub>2</sub>Sn<sub>4</sub>S<sub>9</sub> – інконгруентно при 943 К. З огляду на вищесказане, актуальним є встановити фазові рівноваги у квазіпотрійній системі Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub>–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> при 500 К та уточнити деякі особливості у взаємодії компонентів на вихідних квазібінарних перерізах Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub>, Cu<sub>2</sub>S–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> і SnS<sub>2</sub>–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub>.

Для фізико-хімічного дослідження фазових рівноваг у квазіпотрійній системі Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub>–P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> синтезовано 35 сплавів у всьому діапазоні концентрацій. Синтез зразків здійснювали з простих речовин: міді (99,99 мас.%); олова (99,999 мас.%); фосфору червоного (99,998 мас.%) та сірки (99,997 мас.%), використовуючи печі з автоматичним управлінням, шляхом ступінчастого нагрівання: до 670 К зі швидкістю 20 К/год, витримка 24 год; до 1170 К зі швидкістю 20 К/год, витримка 6 год. Охолоджували до 500 К зі швидкістю 10 К/год та відпалювали протягом 450 год.

Ідентифікацію бінарних і тернарних фаз проводили методом рентгенівського фазового аналізу (РФА). Дифрактограми досліджуваних зразків отримували за допомогою дифрактометра ДРОН 4-13 (CuKα-випромінювання, діапазон сканування кутів 10° ≤ 2θ ≤ 90° із кроком Δ2θ = 0,05° та експозицією 5 с). Для обробки даних методом РФА використовувались програми Full Prof [12], GSAS-II [13].

За результатами РФА встановлено, що Cu<sub>2</sub>S кристалізується у гексагональній сингонії, ПГ *P6<sub>3</sub>/mmc* (*a* = 0,3891(5) нм, *c* = 0,8667(4) нм); SnS<sub>2</sub> кристалізується у тригональній сингонії ПГ *P-3m1* (з параметрами ґратки *a* = 0,3648(3) нм, *c* = 0,5882(1) нм). У системі Cu<sub>2</sub>S–SnS<sub>2</sub> утворюються 3 сполуки: Cu<sub>4</sub>SnS<sub>4</sub> (ПГ *Pnma*), Cu<sub>2</sub>SnS<sub>3</sub> (ПГ *I-42m*), Cu<sub>4</sub>Sn<sub>7</sub>S<sub>16</sub> (ПГ *R-3mH*). В системі Cu<sub>2</sub>S – P<sub>2</sub>S<sub>5</sub> утворюється 2 сульфіді: Cu<sub>7</sub>PS<sub>6</sub> (*F3m*), Cu<sub>3</sub>PS<sub>4</sub> (*Pmn2<sub>1</sub>*). Співставлення

експериментальних та розрахованих за літературними даними [14-16] кристалографічних параметрів вказує на те, що отримані сполуки є індивідуальними фазами. Наявність сполуки  $\text{CuPS}_3$  нами не підтверджено. На перерізі  $\text{SnS}_2\text{-P}_2\text{S}_5$  встановлено утворення нової тернарної сполуки імовірного складу  $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_9$ .

За результатами фазового аналізу побудовано ізотермічний переріз системи  $\text{Cu}_2\text{S-SnS}_2\text{-P}_2\text{S}_5$  за температури 500 К у повному концентраційному інтервалі. Встановлено, що сполуки  $\text{Cu}_3\text{PS}_4$  та  $\text{Cu}_7\text{PS}_6$  бічної сторони  $\text{Cu}_2\text{S - P}_2\text{S}_5$  утворюють п'ять двофазних рівноваг із сполуками  $\text{Cu}_4\text{SnS}_4$ ,  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$ ,  $\text{Cu}_4\text{Sn}_7\text{S}_{16}$  та  $\text{SnS}_2$  бічної сторони  $\text{Cu}_2\text{S - SnS}_2$ , а також сполука  $\text{Cu}_3\text{PS}_4$  із новою  $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_9$  з перерізу  $\text{SnS}_2\text{-P}_2\text{S}_5$ .

- [1] Рябцев С.В., Завражнов А.Ю., Березин С.С., Родивилов С.В., Турищев С.Ю., Домашевская Э.П. Получение и характеристика пленочных образцов  $\text{Cu}_2\text{S}$ . Конденсированные среды и межфазные границы. 2016. Том 18, № 4. С. 545 –549.
- [2] [Burton L.A.](#), [Whittles T.J.](#), [David Hesp](#), [Linhart W.M.](#), [Skelton J.M.](#), [Bo Hou](#), [Webster R.F.](#), [O'Dowd G.](#), [Reece C.](#), [Cherns D.](#), [Fermin D.J.](#), [Veal T.D.](#), [Dhanak V.R.](#), Walsh A. Electronic and optical properties of single crystal  $\text{SnS}_2$ : an earth-abundant disulfide photocatalyst. J. of Materials Chemistry A. 2016. Issue 4. P.1–8 <https://doi.org/10.1039/C5TA08214E>
- [3] Бабанлы М.Б., Юсиров Ю.А., Абишов В.Т. Трехкомпонентные халькогениды на основе меди и серебра. Баку: Изд-во БГУ. 1993. 342 с.
- [4] Avellaneda D., Nair M.T.S., Nair P.K.  $\text{Cu}_2\text{SnS}_3$  and  $\text{Cu}_4\text{SnS}_4$  thin films via chemical deposition for photovoltaic application. J. Thermochem. Soc. 2010. № 158 (6). P. 346–352.
- [5] Fiechter S., Martinez M., Schmidt G., [Henrion W.](#), [Tomm Y.](#) Phase relations and optical properties of semiconducting ternary sulfides in the system  $\text{Cu-Sn-S}$ . J. Phys. Chem. Solids. 2003. № 64. P. 1859 – 1862. DOI: 10.1016/S00223697(03)00172-0
- [6] Reissig F., Heep B., Panthöfer M., Wood M., Anand S., Shyder G.J., Tremel W. Effect of anion substitution on the structural and transport properties of argyrodites  $\text{Cu}_7\text{PSe}_{6-x}\text{S}_x$ . J. Dalton Trans. 2019. 42, 15822 – 15829. Doi: [10.1039/C9DT03247A](https://doi.org/10.1039/C9DT03247A).
- [7] Andrae H., Blachnik R. Metal sulphide – tetraphosphorusdekasulphide phase diagrams. J. of Alloys and compounds. 1992. №189. P. 209 – 215.
- [8] Галаговец И.В., Поторий М.В. Фазовые равновесия и получение монокристаллов соединений, образующихся в системах  $\text{Sb}_2(\text{Bi}_2)\text{S}_3\text{-P}_2\text{S}_5$  и  $\text{Cu}_2\text{S-P}_2\text{S}_5$ . Получение и свойства сложных полупроводниковых халькогенидов. Киев: УМК ВО. 1991. С. 51–56.
- [9] Khanafer M., Rivet J., Flahaut J. The phase equilibria the  $\text{Cu}_2\text{S - SnS}_2$  systemes. Bull. Soc. Chim. France. 1974. № 12. P. 2670 – 2676.
- [10] Зотова Т.В., Карагодин Ю.А. Исследование характера фазового равновесия в тройных системах  $\text{Cu-Ge(Sn)-S}$  по разрезам  $\text{Ge(Sn)S}_2\text{-Cu}_2\text{S}$  / Сб. научн. трудов по проблемам микроэлектроники. Вып. XXVIII. Москва: МИЭТ. 1976. С. 174–181.
- [11] Olekseyuk I.D., Dudchak I.V., Piskach L.V. Phase equilibria in the  $\text{Cu}_2\text{S-ZnS-SnS}_2$  system. J. Alloys and Compounds. 2004. Vol. 368. P. 135–143. DOI: 10.1016/j.jallcom.2003.08.084
- [12] Rodríguez-Carvajal J. Recent Developments of the Program FULL PROF, in Commission on Powder Diffraction (IUCr). Newsletter. 2001. Vol. 26. P. 12 – 19.
- [13] Brian H. Toby and Robert B. Von Dreele. GSAS-II: The Genesis of a Modern Open-Source All-Purpose Crystallography Software Package. [Journal of Applied Crystallography](#). 2013. Vol. 46. P. 544 – 549. DOI:[10.1107/S0021889813003531](https://doi.org/10.1107/S0021889813003531)
- [14] Абрикосов Н.Х., Банкина В.Ф., Порецкая Л.В. Полупроводниковые халькогениды и сплавы на их основе. М.: Наука, 1975. 219 с.
- [15] Huifang L., Chang L. Y. Phase relations in systems of tin chalcogenides. J. of Alloys Compd. 1992. V. 185. P. 183 – 190.
- [16] Arora S.K., Patel D.H., Agarwal M.K. Microtopographical Characterization of Vapour-grown  $\text{SnS}_2$  Single Crystals. Crystal Research and Technology. 1993. V. 28. P. 623 – 627.

## ВПЛИВ ТИПУ ХІМІЧНОГО АКТИВАТОРА НА СОРБЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОГО МАТЕРІАЛУ ІЗ РОСЛИННОЇ СИРОВИНИ

доц. В.М. Ващинський

Національний університет «Львівська політехніка»

вул. Степана Бандери, 12, Львів, 79013, Україна, e-mail: [v.vashchynskyi@gmail.com](mailto:v.vashchynskyi@gmail.com)

На сьогоднішній час для отримання пористих вуглецевих матеріалів найчастіше використовують методи хімічної активації природної вуглецевмісної сировини. Варто зазначити, що властивості отриманих матеріалів істотно залежать від співвідношення КОН/прекурсор та самої природи вихідної сировини. Метою роботи було порівняння адсорбційної ємності поруватих вуглецевих матеріалів, одержаних різними методами активації – лужною (KOH) та кислотною (HNO<sub>3</sub>). Варто зазначити, що за величиною адсорбційної активності по барвнику можна судити про наявність в адсорбентів пор тих чи інших розмірів. Тому для створення високоефективних сорбційних матеріалів необхідно дослідити вплив співвідношення реагент/вуглець на адсорбційну активність вуглецю.

Вихідною сировиною були сухі абрикосові кісточки, подрібнені до фракції 0,25–1 мм. Встановлено, що вибір хімічного реагента в якості активатора та оптимальний підбір умов хімічної активації суттєво впливає на пористу структуру і, відповідно, на сорбційні властивості вуглецевих матеріалів. Адсорбційну активність вуглецю по барвнику в міліграмах на 1 г продукту розраховували по формулі:

$$A = \frac{(C_1 - C_2 K) \cdot 0,025}{m}$$

де  $C_1$  – масова концентрація вихідного розчину індикатора, мг/дм<sup>3</sup>;  $C_2$  – масова концентрація розчину після контактування з активованим вуглецем, мг/дм<sup>3</sup>;  $K$  – коефіцієнт розбавлення розчину; 0,025 – об'єм розчину індикатора, взятого для освітлення, дм<sup>3</sup>;  $m$  – маса наважки активованого вуглецю, г.

Характер зміни адсорбційної активності в залежності від співвідношення КОН/вуглець є достатньо складним. Встановлено, що температура карбонізації і співвідношення КОН/С пов'язані між собою та суттєво впливають на сорбційні властивості досліджуваних зразків. Так, спостерігається позитивна тенденція щодо зростання ємності із збільшенням дозування КОН. Максимальною адсорбційною активністю по метил-оранжевому (МО) володіють матеріали карбонізовані при температурах 300-400 °С (рис. 1), причому для серії С3 весь діапазон концентрацій КОН забезпечує велику сорбційну активність.

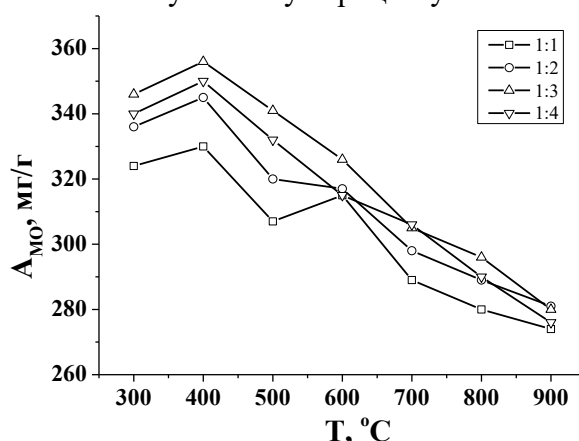


Рис. 1 Залежність адсорбційної активності хімічно активованих вуглецевих матеріалів від температури карбонізації

Таким чином, із зростанням температури обробки вуглецевого матеріалу розвиток його пористої структури сповільнюється а, отже, погіршуються і сорбційні властивості даних матеріалів. Це пов'язано із формуванням переважно мікропор малих розмірів, які є

недоступними для метиленового блакитного та метил-оранжевого. Вуглець із достатньо розвиненою пористою поверхнею та широким розподілом пор за розмірами проявляє найкращу сорбційну здатність.

Поверхня активованого вуглецю досить неоднорідна в геометричному та електронному відношеннях. Атоми вуглецю знаходяться на поверхні в дещо інших електронних станах ніж атоми об'ємної фази, особливо це стосується місць дефектів кристалічної решітки а також на гранях, кутах та ребрах кристалітів. Завдяки вільній валентності у таких атомів хімічна та сорбційна взаємодія відбуваються простіше та менш енергозатратніше. Створення поверхневих азотовмісних функціональних груп, які викликають збільшення реакційної здатності, здійснювали наступним чином: до 12 г активованого вуглецю додавали 160 мл 65% розчину  $\text{HNO}_3$ . Отриману суспензію ретельно перемішували за допомогою магнітної мішалки при кімнатній температурі протягом 3 годин, після чого промивали дистильованою водою до нейтрального  $\text{pH}$  та висушували на повітрі при температурі  $65^\circ\text{C}$  протягом доби. Отриманий таким чином дрібнодисперсний матеріал володів низькою хімічною стійкістю, тому проводилась додаткова термічна активація отриманого N-вмісного матеріалу у вертикальній трубчастій печі при температурах в діапазоні  $150 \div 750^\circ\text{C}$  в потоці аргону протягом години.

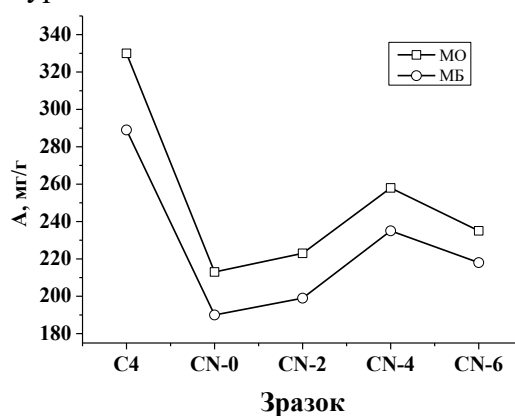


Рис. 2 Адсорбційна активність азотовмісних вуглецевих матеріалів

Встановлено, що створення поверхневих азотовмісних функціональних груп на етапі хімічної активації викликає збільшення реакційної здатності та впливає на сорбційні властивості вуглецю. Зразки CN-0, CN-2 що характеризуються мікропористою структурою, володіють низькою адсорбційною активністю по метиленовому блакитному (МБ) порівняно з вихідним матеріалом С4 (рис. 2). Це пояснюється тим, що при окисленні зразка С4 азотною кислотою відбувається зменшення питомої площі поверхні та об'єму пор (CN-0). Такі зміни зумовлені адсорбцією йонів і молекул реактивних речовин, які здатні займати деякий об'єм пор, а також збільшенням кількості кисневмісних груп кислотного характеру та формуванням нових поверхневих гетероатомів, які можуть міцно осідати на вході і стінках пор, доступних для адсорбції  $\text{N}_2$ . Термічна обробка при  $T \leq 450^\circ\text{C}$  викликає зростання питомої площі поверхні (CN-2), що зумовлено десорбцією води, побічних продуктів синтезу і видаленням функціональних груп з поверхні матеріалу та збільшенням адсорбційної активності по МО та МБ, пов'язане із збільшенням об'єму мікропор порівняно з CN-0.

Зразок CN-4 володіє максимальною питомою площею поверхні  $S_{\text{ВЕТ}}=1339 \text{ м}^2/\text{г}$ , яка в основному забезпечується мікропорами 97%. Характерною ознакою є збільшення пористого об'єму, що забезпечує високі значення адсорбційної активності 235 мг/г для МБ та  $\approx 260$  мг/г для МО. Для матеріалу CN-6 відбувається вигорання вуглецевого матеріалу за участю гетероатомів Оксигену, в результаті чого зменшується мікропориста поверхня. Зразок, отриманий при температурах вище  $550^\circ\text{C}$ , як сорбент характеризується нижчою адсорбційною здатністю по відношенню поглинання індикатора з водного розчину.

## MANIFESTATION OF PHOTOVOLTAIC EFFECT IN $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$ CRYSTAL

**O. Vira, Yu. Eliyashevskyy, U. Mostovoy, V. Kapustianyk**  
*Physical Department, Ivan Franko National University of Lviv,  
Dragomanova 50, UA79005 Lviv, Ukraine*

Progress of the renewable energy industry during the last decade implies very intensive development of corresponding technologies. Solar energy occupies a decisive place in this field of human activity and nowadays the photovoltaic (PV) market is dominated by solar cells produced on the basis of semiconductors. But the solar cell industry is currently facing its fundamental limit of efficiency for single bandgap architecture. Along with this the new PV cells materials are considered as an important research challenge. The search of a new, completely different approach to the conversion of solar energy into electricity would provide a significant increase in the efficiency of the solar cells. Application of the ferroelectric crystals with an appropriate domain structure is considered as the mainstream in the investigations of novel photovoltaic materials for solar energy transformation. Due to existence of the spontaneous polarization and domain walls in the ferroelectric crystals the photogenerated free charge carriers can be separated. Moreover, ferroelectric materials can achieve extremely high open circuit voltages in comparison with a standard semiconductor solar cell, where this parameter is limited by the band gap.

Taking into account that the ferroelectric phase in the well-known ferroelectric crystals usually is observed at the temperatures far enough from the room temperature, investigations of  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  crystal for the solar energy application looks very promising. Existence of the ferroelectric phase in this crystal was revealed for the first time by the authors of publication [1]. The temperature range of the ferroelectric phase is very wide:  $-196^\circ\text{C} - 90^\circ\text{C}$ . The spontaneous polarization and coercive field at room temperature were found to be  $15\mu\text{C}/\text{cm}^2$  and  $1400\text{ V}/\text{cm}$  respectively [1]. The structural studies of  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  crystal showed fairly strong O-H...O bonds, lying within the plane. The polar direction is normal to this plane [2]. These data imply a significant prospect in study of the photovoltaic effect in  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  ferroelectric.

In our studies of the photovoltaic effect the sample was illuminated using a 285 nm light emission diode produced by Thorlabs Inc. The ferroelectric loops, time current and time voltage measurements were performed with Keithley 6517A electrometer. The silver paste electrodes were deposited on the crystal facets perpendicular to polar direction [001]. The dielectric hysteresis loop was obtained at room temperature using the applied electric field at the ultralow frequency.

We have performed the detailed studies of the electric properties of  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  crystal at room temperatures under influence of ultraviolet irradiation. The ferroelectric hysteresis loops obtained under the light irradiation and in darkness demonstrated a strong influence of 285 nm UV illumination on their parameters, which can be explained in terms of the dynamics of photocarriers generated by light at the internal electric field of the crystal. The time dependence of the photovoltage in the investigated sample shows a large photovoltaic response with a jump-like increasing of this parameter under the influence of 285 nm UV illumination. The behavior of the time dependence of the photovoltage confirms existence of the photovoltaic effect in  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  crystal [3].

**Acknowledgements.** *This work was supported by Ministry of Education and Science of Ukraine.*

- [1] R. Pepinsky and K. Vedam  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$ : New Room-Temperature Ferroelectric. *Phys. Rev.* **114**, 1217. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.114.1217>  
[2] K. Vedam, Y. Okaya, and R. Pepinsky Crystal Structure of Ferroelectric  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)$ . *Phys. Rev.* **119**, 1252. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.119.1252>  
[3] A. S. Makhort, F. Chevrier, D. Kundys, B. Doudin, and B. Kundys Photovoltaic effect and photopolarization in  $\text{Pb}[(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0.68}\text{Ti}_{0.32}]\text{O}_3$  crystal. *Phys. Rev. Materials* **2**, 012401(R) <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.2.012401>

ІНФРАЧЕРВОНІ СПЕКТРИ КРИСТАЛІВ  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$ Асп. Горон Б.<sup>1</sup>, доц. Рудиш М.<sup>1,2</sup>, проф. Стадник В.<sup>1</sup>, доц. Щепанський П.<sup>1</sup><sup>1</sup>Львівський національний університет імені Івана Франка

вул. Драгоманова 19, м. Львів 79005, Україна

e-mail: bohdan.horon@lnu.edu.ua

<sup>2</sup>Гуманітарно-Природничий Університет імені Яна Длугоша в Ченстохові

ал. Армії Крайової, 13/15, Ченстохова 42-200, Польща

Кристали фторберилату амонію (ФБА,  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$ ) є класичними представниками широкої групи діелектричних кристалів типу  $\text{A}_2\text{BX}_4$ , що володіють двома фазовими переходами: при  $T = 175 \text{ K}$  зі сегнетоелектричної фази (просторова група симетрії  $Rcn2_1$ ) у несумірну фазу (вектор модуляції  $q = 0.5 \text{ a}^*$ ) та  $T = 182 \text{ K}$  у параелектричну фазу (просторова група  $Pnma$ )[1-3].

Раніше досліджували вплив одновісного тиску на двопротенезаломлюючі властивості кристалів ФБА і встановлено їхню значну баричну чутливість[4-6]. Метою даної роботи є дослідження інфрачервоних (ІЧ) спектрів дзеркального відбивання кристалів ФБА у широкій спектральній ділянці  $500 - 4000 \text{ cm}^{-1}$  та встановлення характеру їхньої поведінки під впливом одновісних тисків.

Досліджувані у роботі кристали ФБА отримані шляхом вищого розчинення з водного розчину методом повільного випаровування розчинника. Експериментальне дослідження ІЧ-спектрів кристалів ФБА в умовах одновісних тисків проводили за допомогою ІЧ-спектрофотометр UR-20 з використанням приставки ATR-2, яка побудована на основі дзеркально-лінзової оптики. Для індукування одновісних тисків вздовж вибраних напрямків використано спеціальний кристалотримач. У якості диспергуючого елемента використані призми виготовлені з KBr, NaCl і LiF. Комбінування цих призм дозволяє працювати у діапазоні хвильових чисел  $400 - 5000 \text{ cm}^{-1}$  ( $25 - 2 \text{ мкм}$ ).

В даному спектральному діапазоні  $500-4000 \text{ cm}^{-1}$  виявлено декілька шість чітких смуги з максимумами при  $3440 \text{ cm}^{-1}$  (смуга I),  $2500 \text{ cm}^{-1}$  (смуга II),  $1500 \text{ cm}^{-1}$  (смуга III, найбільш інтенсивна),  $800 \text{ cm}^{-1}$  (смуга IV),  $710 \text{ cm}^{-1}$  (смуга V) і  $550 \text{ cm}^{-1}$  (смуга VI). Смуги I, II і III відповідають коливанням тетраедра  $\text{NH}_4^+$ , а смуги IV, V і VI – коливанням тетраедра  $\text{BeF}_4$ .

Згідно з теорією груп вільний радикал тетраедричної структури має симетрію  $T_d$  і 9 внутрішніх мод: одну поздовжню ( $\nu_1$ ), подвійну поперечну ( $\nu_2$ ), потрійну поздовжню ( $\nu_3$ ) і потрійну поперечну ( $\nu_4$ ), серед яких лише  $\nu_3$  і  $\nu_4$  є активними в ІЧ ділянці спектру. Моді  $\nu_1$  і  $\nu_2$  в кристалі зазнають розщеплення на невироджені моди і стають також активними в ІЧ ділянці.

Широка смуга в районі  $3440 \text{ cm}^{-1}$ , яка відповідає деформаційним коливанням зв'язку N–H тетраедричної групи  $\text{NH}_4^+$ , формується модами  $\nu_3$  і  $\nu_4$ . Смуга II формується  $2\nu_4$  обертонами. Мода  $\nu_4$  проявляє себе інтенсивною смугою в околі  $1500$  (смуга III)  $\text{cm}^{-1}$ . Смуга IV формується комбінацією мод  $\nu_1 + \nu_4$ , смуга V – мод  $\nu_2 + \nu_4$ , тоді як смуга VI визначається комбінацією поперечної  $\nu_4$  і лібраційної  $l$  мод  $\nu_4 + l$ .

Встановлено, що прикладання одновісного навантаження приводить до зростання інтенсивності відбитого світла, особливо в ділянці спектру  $500 \dots 850 \text{ cm}^{-1}$ , а також незначного зміщення смуг відбивання. Найбільш чутливими до дії тисків є смуги, що відповідають за коливання тетраедра  $\text{BeF}_4$ . Так смуги VI і IV зміщуються у високоенергетичний бік до  $530 \text{ cm}^{-1}$  і  $702 \text{ cm}^{-1}$ , а смуга IV – в низькоенергетичний бік до  $822 \text{ cm}^{-1}$ . Смуги I і III практично не чутливі до дії одновісних навантажень, тоді як смуга III зміщується в низькоенергетичний бік до  $2505 \text{ cm}^{-1}$ .

Така поведінка, на нашу думку, зумовлена впливом одновісного навантаження на структуру кристала ФБА. Відомо, що за кімнатної температури структура кристала описується просторовою групою симетрії  $Pnma$ . При цьому тетраедричні групи  $\text{BeF}_4$  дещо спотворені, а спотворення двох нееквівалентних амонійних іонів відрізняються досить сильно.

Так,  $\text{NH}_4$  (1), в околі якого п'ять  $\text{BeF}_4$ - іонів, спотворений порівняно слабо, тоді, як в  $\text{NH}_4$  (2) (з шістьма  $\text{BeF}_4$ - групами в найближчому околі) спотворення суттєво сильніші. Загалом, структуру кристала ФБА в парафазі можна розглядати як частково розупорядкований стан відносно малих поворотів груп  $\text{BeF}_4^{2-}$  переважно навколо псевдогексагональної осі X.

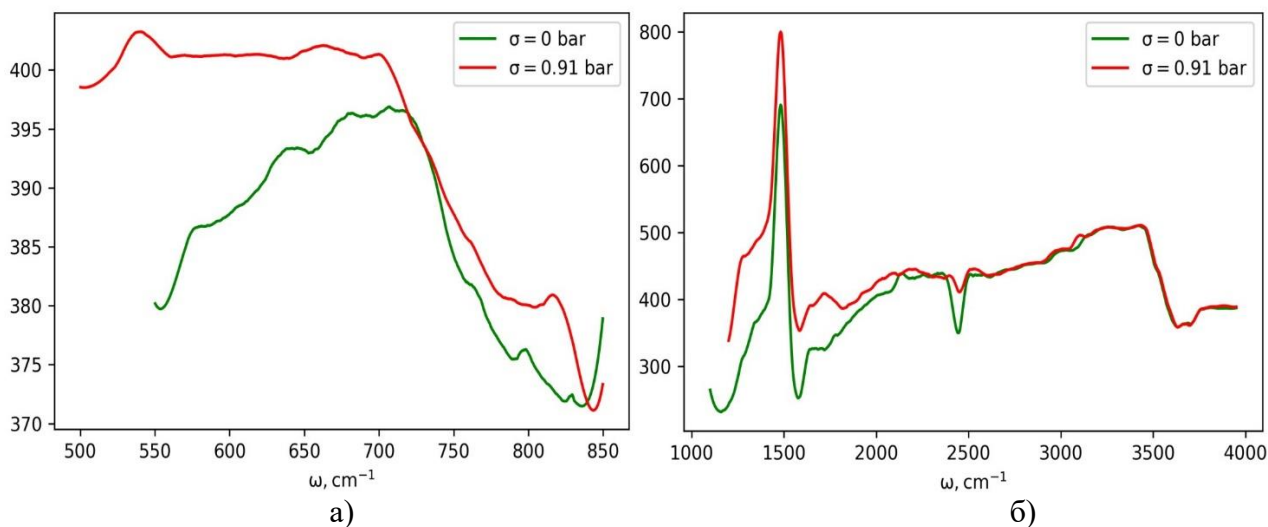


Рис.1. ІЧ-спектри відбивання механічно вільного та одновісно затиснутого кристалу  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$  за кімнатної температури.

Очевидно, що прикладання одновісного навантаження приводитиме до поворотів та зміщень тетраедричних груп  $\text{NH}_4$  та  $\text{BeF}_4$ . Значна чутливість до одновісного навантаження положення та інтенсивності смуг VI, V і VI зумовлена, очевидно, значним впливом на розупорядкування малих поворотів групи  $\text{BeF}_4^{2-}$ . Оскільки великі баричні зміни як по інтенсивності так і по частоті виявлені для смуги  $\nu_6$ , яка відповідальна за коливання тетраедра  $\text{BeF}_4^{2-}$ , то можна припустити, що ці коливання є визначальними за фізичні властивості даного кристала. Хоча не можна зменшити роль коливань тетраедричних груп  $\text{NH}_4$ .

Робота виконана в рамках гранту Національного Центру Науки “Preludium 15” № 2018/29/N/ST3/02901 “Теоретичні дослідження фізичних властивостей халькопіритних напівпровідників для застосування в сонячних батареях” (This work was supported by Polish National Science Center, “Preludium 15” program, grant No. 2018/29/N/ST3/02901, “Theoretical investigation of physical properties of chalcopyritese miconductors for solar cell applications”).

1. Konak C. Changes of optical properties at an incommensurate-commensurate phase transition in  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$  crystals // *Phys. Stat. Sol. (a)*. – 1979. – V. 54. – P. 99-104.
2. Onodera A., Shiozaki Y. The crystal structure of paraelectric ammonium fluoroberyl late at room temperature // *Ferroelectrics*. – 1981. – V. 31, № 1-2. – P. 27-36.
3. Uesu Y., Ogawa J., Hanami N., Strukov B.A. X-ray dilatometric study of phase transition of ferroelectric  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$  // *Phys. St. Sol. (a)*. – 1981. – V. 67, № 4. – P. 693-699.
4. Romanyk M.O., Stadnyk V.Yo. The action of mechanical stress and other influences on birefringence inversion of  $\text{LiKSO}_4$  and  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$  crystals // *Ferroelectrics* – 1997. – V. 192 (1-4). – P. 235-241.
5. Stadnyk V.Yo., Romanyk M.O. Piezo-optic properties of  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$  crystals // *Physica Status Solidi (A) Applied Research* – 199. – V. 158(1). P. 289–296.
6. V. Yo. Stadnyk, M.O. Romanyuk, Tuzyak N.R. Effect of uniaxial pressure on the infrared spectra of  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$  crystals. // *Physics of the Solid State*. – 2007. – V. 49, № 4. – P. 696-700.

**ЗМІНА ПАРАМЕТРА АНІЗОТРОПІЇ РУХЛИВОСТІ В МОНОКРИСТАЛАХ  $n$ -Ge ПІД ВПЛИВОМ РАДІАЦІЇ ТА ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ**  
 доц. <sup>1</sup>Захарчук Д.А., проф. <sup>2</sup>Федосов С.А., доц. <sup>1</sup>Ящинський Л.В., доц. <sup>1</sup>Коваль Ю.В., студ. <sup>1</sup>Захарчук М.Д.

<sup>1</sup>Луцький національний технічний університет,  
 вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: [dima.zakharchuk@gmail.com](mailto:dima.zakharchuk@gmail.com)  
<sup>2</sup>Волинський національний університет імені Лесі Українки  
 вул. Потапова, 9, м. Луцьк, e-mail: [fedosov.serhiy@gmail.com](mailto:fedosov.serhiy@gmail.com)

Дослідження кінетичних ефектів в  $n$ -Ge при одновісній пружній деформації дозволяє отримати інформацію про параметри анізотропії рухливості в ізоенергетичних еліпсоїдах, абсолютні значення рухливості в поздовжньому ( $\mu_{//}$ ) та поперечному ( $\mu_{\perp}$ ) напрямках по відношенню до головної осі еліпсоїда тощо. Параметр анізотропії рухливості  $K$  визначається згідно

$$K = \frac{\mu_{\perp}}{\mu_{//}} = \frac{m_{//}}{m_{\perp}} \cdot \frac{\langle \tau_{\perp} \rangle}{\langle \tau_{//} \rangle}, \quad (1)$$

де  $m_{//}/m_{\perp} = K_m$  - параметр анізотропії ефективних мас, а  $\langle \tau_{//} \rangle / \langle \tau_{\perp} \rangle = K_{\tau}$  - параметр анізотропії тензора часів релаксації.

Із монокристалів  $n$ -Ge ( $\rho_{300K} = 42 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ) вирізались дві групи зразків вздовж кристалографічного напрямку [111] (в якому реалізується максимальна тензочутливість для германію) так, щоб шари росту по-різному були розміщені відносно напрямку струму  $J$  і механічного напруження  $X$ : зразки I групи вирізані вздовж росту кристала в напрямку [111] (при цьому шари росту перпендикулярні  $J // X$ ); зразки II групи орієнтовані під кутом  $70^{\circ}$  відносно осі росту, але теж в напрямку [111] (при цьому шари росту приблизно паралельні  $J // X$ ).

Виявлено, що компонента рухливості  $\mu_{//}$  практично не залежить від дози  $\gamma$ -опромінення і рівня підсвітки для зразків різних груп на відміну від  $\mu_{\perp}$ . Як показують дані циклотронного резонансу для ефективних мас електрона, величина  $K_m = m_{//}/m_{\perp} = 19,3$ . Отже, зниження  $\mu_{\perp}$  при збільшенні дози опромінення та зростання  $\mu_{\perp}$  із збільшенням рівня підсвітки визначається зміною параметра анізотропії часів релаксації  $K_{\tau}$  відповідно, тому що згідно формули (1)  $\mu_{\perp} K_{\tau} = \mu_{//} K_m = \text{const}$ .

Більш відчутні зміни  $\mu_{\perp}$  спостерігаються для зразків I групи, в яких вузькі області більш сильної компенсації розташовані перпендикулярно до напрямку струму і механічного напруження, що зумовлено збільшенням амплітуди шарових періодичних неоднорідностей внаслідок захоплення носіїв заряду із зони провідності на глибокі рівні радіаційних дефектів. Крім того, маса  $m_{//}$  є „більш” інертна до різного роду змін у кристалі, а тому і  $\langle \tau_{//} \rangle$  практично не змінюється. Відповідно  $m_{\perp}$  у 19,3 рази менша за  $m_{//}$ . Це говорить про те, що перпендикулярна складова більш чутлива до різного роду впливів. Час релаксації  $\langle \tau_{\perp} \rangle$ , який описує релаксацію імпульсу для  $m_{\perp}$ , буде змінюватись більш відчутно ніж  $\langle \tau_{//} \rangle$ , що підтверджується експериментально.

Отже, різні фізико-активні впливи, такі як радіація, електромагнітне випромінювання видимого діапазону та інші, приводять до анізотропії електрофізичних величин в монокристалах  $n$ -Ge із шаруватим розподілом домішки.

## НОВІ ТЕРНАРНІ ФОСФІДИ У СИСТЕМАХ $RE-Pd-P$ , де $RE = Y, Gd, Ho$

Каричорт О. Р., асп., Жак О. В., доц.

Львівський національний університет імені Івана Франка,

вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна,

e-mail: karychortoksana936@gmail.com

Рідкісноземельні елементи та паладій викликають надзвичайне зацікавлення з боку дослідників в різних галузях хімії завдяки їхній унікальній електронній структурі і, як наслідок, неординарним фізичним властивостям. Усі лантаноїди хімічно та структурно схожі і містять, окрім ксенонового ядра, ще 3 електрони і  $4f$ -рівень, що поступово заповнюється. У конденсованому стані три зовнішні електрони утворюють гібридизовані  $5d-6s$ -зони, що пояснює металеву провідність цих елементів [1, 2] та зумовлює здатність цих металів до магнітних упорядкувань за низьких температур. Паладій, своєю чергою, вражає своїми каталітичними властивостями, і понад те, досить успішними є дослідження щодо каталітичної активності бінарних сполук паладію та рідкісноземельних металів [3]. Інтерметаліди, які, окрім зазначених елементів, містять ще й  $p$ -елементи, зокрема, фосфор, арсен або стибій, є не менш перспективними для досліджень їхньої структури та властивостей.

Тернарні фосфіди у системах  $RE-Pd-P$  ( $RE =$  рідкісноземельний метал, РЗМ), порівняно з іншими спорідненими системами, є надзвичайно мало вивченими, а тому перспективними для дослідження не лише з огляду на передбачувані фізичні властивості сполук, але й такими, що відкривають широкі можливості для синтезу нових тернарних фосфідів РЗМ та паладію.

Зразки готували з стружки відповідних рідкісноземельних металів і порошоків паладію та фосфору високої чистоти. Суміші вихідних компонентів, зважених у визначених співвідношеннях, ретельно перемішували і пресували в брикети у металевій пресформі. Спресовані брикети поміщали у корундові тиглі, максимально мінімізуючи об'єм реакційної суміші. Герметично закриті корундові тиглі запаювали у кварцові ампули в атмосфері очищеного аргону (0,4 бар) і спікали у муфельній печі, поступово нагріваючи до 1070 К, витримували за цієї температури протягом 5-7 діб і повільно охолоджували разом з пічкою.

Рентгенівський фазовий та структурний аналіз виконували за дифрактограмами, отриманими на порошковому дифрактометрі STOE STADI P ( $CuK_{\alpha 1}$ -випромінювання, інтервал кутів  $6 \leq 2\theta \leq 115^\circ 2\theta$ ). Усі обчислення проведено за допомогою комплексу програм WinCSD [4]. Аналіз інтенсивностей відбить та брегівських кутів на дифрактограмах синтезованих трикомпонентних зразків засвідчив про утворення трьох ізоструктурних фосфідів з ромбічною структурою типу  $Er_{1+x}Pd_{7-x}P$  (ПГ  $I mmb$ ) [5]:

**YPd<sub>7</sub>P:**  $a = 0,8059(2)$  нм,  $b = 0,8471(1)$  нм,  $c = 1,5984(2)$  нм;

**GdPd<sub>7</sub>P:**  $a = 0,7873(1)$  нм,  $b = 0,8736(1)$  нм,  $c = 1,6453(2)$  нм;

**HoPd<sub>7</sub>P:**  $a = 0,7955(1)$  нм,  $b = 0,8507(1)$  нм,  $c = 1,5995(2)$  нм.

У четвертому зразку ідентифіковано новий фосфід складу  $Y_5Pd_{19}P_{12}$  з гексагональною структурою типу  $Ho_5Ni_{19}P_{12}$  (ПГ  $P-62m$ ) [6]:

**Y<sub>5</sub>Pd<sub>19</sub>P:**  $a = 1,3142(3)$  нм,  $c = 0,40051(9)$  нм.

Отже, за температури 1070 К вперше виявлено утворення нових тернарних фосфідів GdPd<sub>7</sub>P, HoPd<sub>7</sub>P та Y<sub>5</sub>Pd<sub>19</sub>P<sub>12</sub>, які є новими представниками структурних типів  $Er_{1+x}Pd_{7-x}P$  та  $Ho_5Ni_{19}P_{12}$ , відповідно, серед тернарних фосфідів рідкісноземельних металів і паладію.

[1] R. E. Watson, A. J. Freeman, J. P. Dimmock, *Physical Review*, **1968**, **167**, 497–503.

[2] C. Keeton, T. L. Loucks, *Physical Review*, 1968, **168**, 672–678.

[3] Sh. Zhang, S.E. Saji, Z. Yin, H. Zhang, Y. Du, Ch.H. Yan, *Advanced materials*, 2021, **33(16)**, 2005988.

[4] L. Akselrud L., Yu. Grin, *J. Appl. Crystallogr.* 2014, **47**, 803–805.

[5] M. Zelinska, S. Oryshchyn, O. Zhak, J.-Y. Pivan, M. Potel, O. Tougait, H. Noël, *Abstr. XI Sci. Conf. "Lviv Chemistry Reading"*, Lviv, 2007. P. H33.

[6] O. Zhak, O. Karychort, V. Babizhetskyy, Ch. Zheng, *Z. Naturforsch. B.* 2021, **76(10-12)**, 669-676.

## СИНТЕЗ, СТРУКТУРА ТА ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІКРИСТАЛІВ І ТОНКИХ ПЛІВОК $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$

докторант А.І. Кашуба, проф. Г.А. Ільчук, доц. І.В. Семків,  
асп. Е.О. Височанська, доц. М.В. Соловійов

Національний університет «Львівська політехніка», вул. С. Бандери, 12, Львів 79013,  
Україна

E-mail: [andrii.i.kashuba@lpnu.ua](mailto:andrii.i.kashuba@lpnu.ua)

Представлено результати дослідження структурних властивостей, морфології поверхні і оптичних параметрів твердих розчинів  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ , з концентрацією мангану  $x=0.05$  та  $0.45$ . Синтез полікристалічних зразків проводився методом спрямованої кристалізації розплаву (вертикальний метод Бріджмена).

Таблиця 1 – Основні структурні параметри твердих розчинів  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  при кімнатній температурі

Результати XRD аналізу				
Просторова група	$F-43m$			
Сполука	CdTe	$\text{Cd}_{0.95}\text{Mn}_{0.05}\text{Te}$	$\text{Cd}_{0.55}\text{Mn}_{0.45}\text{Te}$	MnTe
$a$ , Å	6.4875	6.4647	6.4038	5.7793
$x(\text{Mn})$ , at. %	0	3.2	12	1

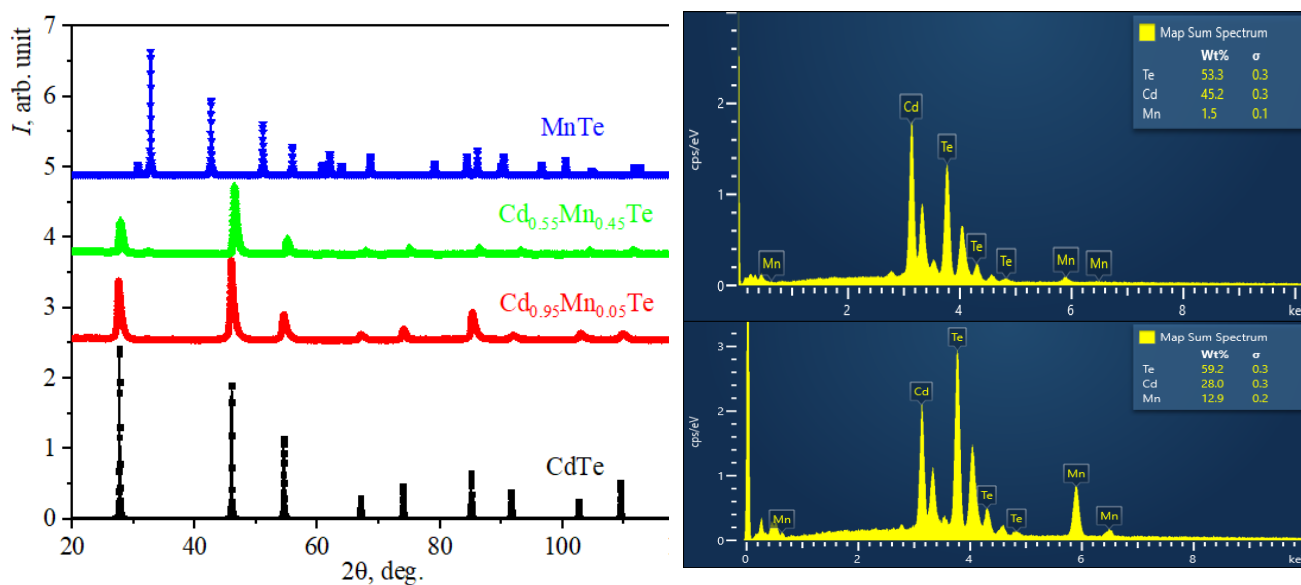


Рис. 1 – XRD та елементний склад твердих розчинів  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  ( $x=0-1$ )

Таблиця 2 – Результати EDX аналізу для твердих розчинів  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$

Результати EDX аналізу			
Сполука	Компонента	Вміст, at. %	Вміст, wt. %
$\text{Cd}_{0.95}\text{Mn}_{0.05}\text{Te}$	Cd	47.45	44.7
	Mn	3.28	1.5
	Te	49.27	53.3
$\text{Cd}_{0.55}\text{Mn}_{0.45}\text{Te}$	Cd	26.28	27.0
	Mn	24.76	12.4
	Te	48.49	56.8

Тверді розчини  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  кристалізуються в структурі цинкової обманки з параметрами кристалічної ґратки поданими в таблиці 1. Жодних домішкових фаз (за

результатами XRD аналізу), що відповідають бінарним сполукам CdTe та/або MnTe не було виявлено (дивись рисунок 1). Концентраційні співвідношення компонент досліджено методами рентгенівської дифракції (дивись таблицю 1) і енергодисперсійного аналізу (дивись таблицю 2).

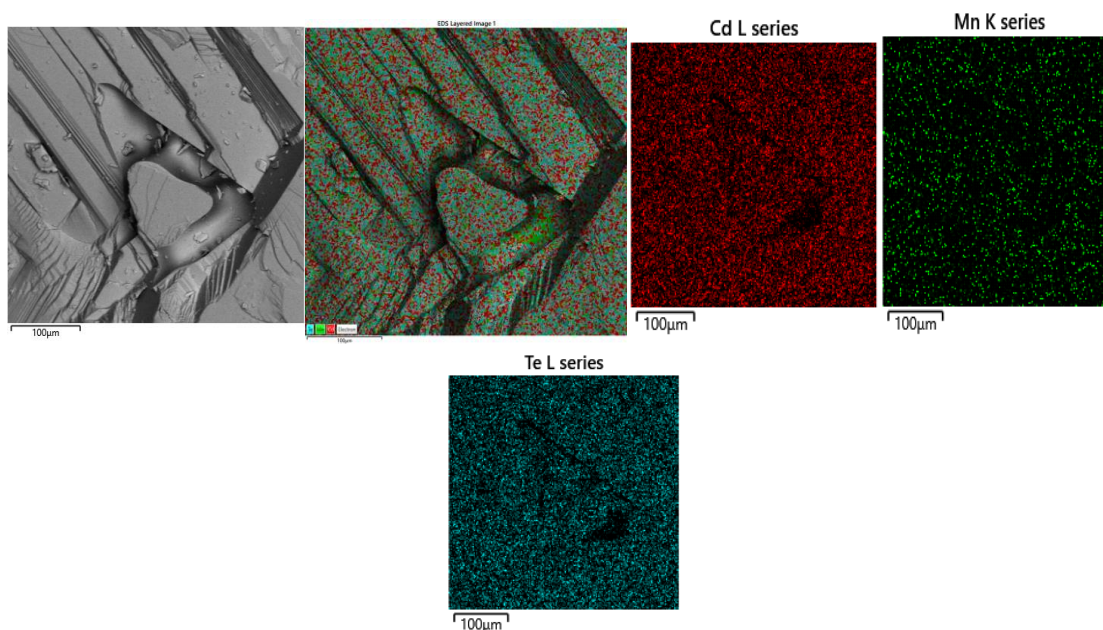


Рис. 2 – Морфологія поверхні твердого розчину  $\text{Cd}_{0.95}\text{Mn}_{0.05}\text{Te}$  з елементним розподілом

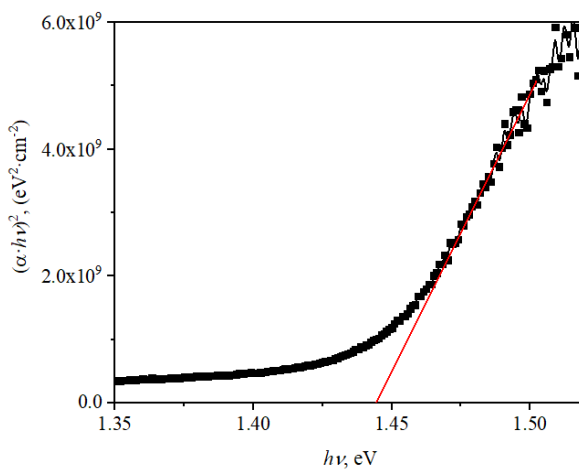


Рис. 3 – Коефіцієнт поглинання  $\alpha$  в координатах Тауца тонкої плівки твердого розчину  $\text{Cd}_{0.97}\text{Mn}_{0.03}\text{Te}$

Досліджено елементний розподіл на свіжому сколі твердого розчину  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  (дивись рисунок 2). Синтезовані полікристалічні зразки було використано в якості шихти для осадження тонких плівок  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  методом квазізамкненого об'єму. Для обох шихт, з вмістом марганцю  $x=0.05$  та  $0.45$ , було отримано близькі за композиційним складом тонкі плівки. На основі енергодисперсійного аналізу було виявлено, що вміст Mn становить  $\sim 0.03$  (при вихідній шихті, з вмістом марганцю  $x=0.05$ ). Зміна складу може бути викликана нерівноважністю процесу осадження плівок. Спектри оптичного пропускання (700–1000 нм) показали, що тонка плівка  $\text{Cd}_{0.97}\text{Mn}_{0.03}\text{Te}$  характеризується значенням оптичної ширини забороненої зони  $\sim 1.45$  eV (дивись рисунок 3). Встановлена оптична ширина забороненої зони характеризується прямими зоно-зонними оптичними переходами, що підтверджено використанням координат Тауца –  $(\alpha \cdot hv)^2$  від  $hv$ .

## СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ Ti-Zr-Nb-N З НІТРИДНО-ТВЕРДОРОЗЧИННИМ ЗМІЦНЕННЯМ

Викл. Князева Г.О., майстер виробн. навч. Князєв С.А.

НТУ «ХП», м. Харків, вул. Багалия 21, [obmeninfoserg@ukr.net](mailto:obmeninfoserg@ukr.net)

В рамках даної роботи розглянуті покриття потрійної системи Ti-Zr-Nb з додаванням металоїду – азоту, що бере участь у структуроутворенні, а також досліджені характеристики міцності, релаксації напружень, зменшення мікрокрихкості [1].

Потрійні металеві системи (не беручи до уваги азот) цікаві з точки зору скорочення кількості головних елементів (інколи дефіцитних та дорогих), в порівнянні з традиційними високоентропійними сплавами (ВЕС), що спрощує систему та в цілому не знижує комплекс механічних характеристик (наприклад, середньоентропійний сплав (СЕС) TiZrHfNb у стані відпалу має межу плинності 879 МПа і відносне видовження порядку 15% [2], що близько до значень ВЕС TiZrHfNbTa [3]), проте знижує собівартість отриманого покриття; зменшена кількість елементів полегшує розуміння термодинаміки і фазових діаграм у системі, а також при катодному розпиленні зменшує ймовірність утворення неоднорідностей у елементному складі і структурі покриття.

Серед відомих п'ятикомпонентних ВЕС системи Ti-Zr-Hf-Nb-Ta перспективною є саме потрійна система Ti-Zr-Nb. Вилучення гафнію і танталу доцільно з економічної точки зору, але є більш суттєві причини. З бінарних діаграм Ti-Zr, Ti-Nb, Zr-Nb і потрійних систем відомо, що у даних сплавах утворюється безперервний ряд твердих розчинів [4, 5], а атомні радіуси їх близькі:  $r_{Ti} = 147$  пм,  $r_{Zr} = 160$  пм, (ковалентний 148 пм),  $r_{Nb} = 146$  пм [6, 7]. Однак азот при формуванні покриття буде суттєво впливати на результат структуроутворення внаслідок того, що всі розглянуті елементи мають високу спорідненість, з термодинамічної точки зору, утворюючи нітриди [8]. Метою отримання покриття на основі Ti-Zr-Nb-N є намагання створити зносостійке покриття з високою твердістю за рахунок утворення ультрадисперсних нітридних структур, що у відомій мірі, формально не дозволяє віднести покриття до СЕС і ВЕС. З іншого боку, створення у покритті структури твердих розчинів, дозволяє створити механізми ефективної, без руйнівної релаксації напружень і деформації.

Для отримання покриттів використовувались комерційні матеріали, що попередньо сплавлювались у катод з чистотою не менше 99,9%. Нанесення здійснювалось катодним розпиленням на установці типу «Булат» зі струмом дуг 100 – 110 А, потенціалом зміщення – 200 В, тиском азоту у реакційній камері  $4 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст. протягом 1,5 години. Частина зразків була отримана з застосуванням магнітного фокусування потоку іонів з прикладенням сили струму на соленоїд 0,4 – 0,8 А. Підкладкою служить нержавіюча сталь аустенітного класу. Кристалічні фази на покриттях ідентифікувались за допомогою рентгенівської дифрактометрії (ДРОН-3). Елементний склад важких елементів визначався за допомогою рентгенофлюорисцентного аналізу (РФА) (СПРУТ СЕФ-01-М). Контроль рівномірності нанесення, товщину шару та кількість крапельної фази визначали металографічно (CarlZess AXIO Vert. A1). Інструментальну твердість і модуль пружності визначали шляхом наноіндентування (НаноСкан-4D).

Отримані шари товщиною 10 мкм є рівномірними і суцільними, з наявністю на поверхні крапельної фази. Так, зразки без магнітного фокусування потоку іонів на поверхні мають 8,87...1,76% крапельної фази, а при застосуванні магнітного фокусування - 4,68...6,98%.

Результати РФА показали, що розподіл елементів у покритті змінюється. Особливо це стосується титану, кількість якого варіюється від 13,66 до 18,08% без фокусування іонів, та від 13,3 до 14,01% при фокусуванні, що пояснюється більшою енергією іонів титану (122 еВ) в порівнянні з іонами цирконію та ніобію (116 еВ) [9]. Наноіндентування показало досягнення в середньому на зразках твердості 38,4 ГПа і модуля пружності 415,43 ГПа. Менші значення твердості на інших зразках пов'язані в основному з наявністю збільшеної кількості крапельної фази, утворення якої викликано нерівномірним радіальним розподілом потоку іонів різного

сорту. Дійсно, моделювання у SRIM показує, що при прикладенні одного і того ж потенціалу зміщення іони титану розподіляються по радіусу 200 нм, іони цирконію і ніобію – 150 та 100 нм відповідно, що є аналогічною ситуацією, яка описана при отриманні покриттів Ti-Si з фокусуванням і без фокусування у роботі [10].

Зміна механічних властивостей пов'язана не тільки з крапельною фазою, але і зі зміною кількості фаз. На всіх дифрактограмах ідентифікуються дві фази – нітрид  $\text{TiZrN}_2$  і твердий розчин на базі Zr (рис. 1). Такий перерозподіл елементів по фазах обумовлений термодинамічними показниками утворення нітридів – ізобарно-ізотермічний потенціал утворення нітридів цирконію і титану нижчий, ніж нітриду ніобію [8], тому формується саме  $\text{TiZrN}_2$ , а залишок атомів формує твердий розчин з суттєвими деформаціями у кристалічній решітці.

Дифрактограма зразка з нанотвердістю (рис. 1, лінія 2) 38,4 ГПа має достатньо високу інтенсивність як ліній твердого розчину, так і лінії нітридів. При збільшенні інтенсивності ліній нітриду, і зменшення інтенсивності ліній твердого розчину спостерігається збільшення показників твердості до 40 ГПа (рис. 1, лінія 6). Нарешті, при збільшенні інтенсивності ліній твердого розчину і зменшенні інтенсивності ліній нітриду спостерігається найменша твердість – 22,4 ГПа (рис. 1, лінія 4). Зміна інтенсивності пов'язана саме з перерозподілом фаз, оскільки на текстурованість впливає насамперед зміна потенціалу зміщення, який у роботі не варіювався. Керуючим параметром структуроутворення в даному випадку є фокусування іонів і перерозподіл титану, кількість якого у зразках, як було показано вище, змінюється.

Таким чином, у системі Ti-Zr-Nb-N створюються сприятливі умови, щодо керування властивостями через зміну співвідношення твердої – нітридної складової, та пластичної складової – твердого розчину. Подальше вивчення і визначення максимально високої складової нітриду, при якій не буде відбуватися розтріскування шару при локальних навантаженнях, і в той же час високих значень твердості, дозволить оптимізувати технологічні параметри отримання відповідних шарів.

## Література

1. Shao-Ping Wang, Evan Ma, Jian Xu. *Intermetallics*, 107 (2019), 15–23.
2. Y.D. Wu, Y.H. Cai, T. Wang, та ін. Hui. *Mater. Lett.* 130 (2014), 277–280.
3. G. Dirras, L. Liliensten, P. Djemia, та ін. *Mater. Sci. Eng., A* 654 (2016), 30–38.
4. Y. Sun, K. Li, B. Gao, and et. *Reviews on advanced materials science*, 59(1), (2020), 514–522.
5. M.M. Gasik, H. Yu. 17th Plansee Seminar 2009, Vol. 1.
6. [www.chernykh.tech](http://www.chernykh.tech)
7. G. Skordaris, K.-D. Bouzakis, P. Charalampous, and et. *CIRP Annals*, 63(1), (2014), 93–96.
8. Г. В. Самсонов. *Нитриды*. К. «Науковадумка», 1969. 340 с.
9. G. Y. Yushkov, A. Anders, E. M. Oks, I. G. Brown. *Journal of Applied Physics*, 88(10), (2000). 5618–5622.
10. И. И. Аксенов, А. А. Андреев, В. А. Белоус, В. Е. Стрельницкий, В. М. Хороших. *Вакуумная дуга. Источники плазмы, осаждение покрытий, поверхностное модифицирование*. К. «Наукова думка» 2012, 727 с.

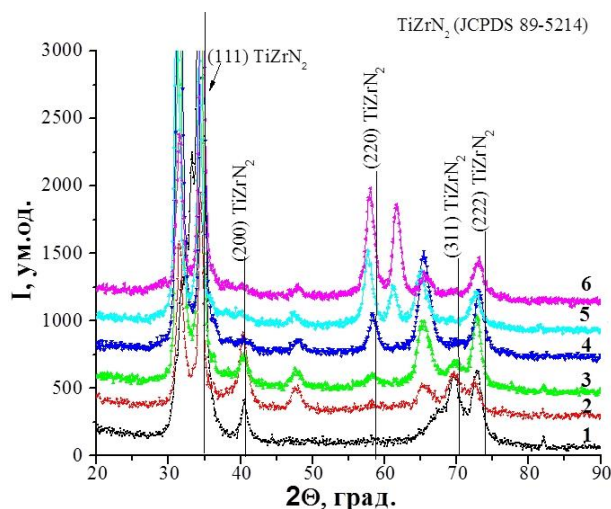


Рис.1 – Дифрактограми зразків.  
Лінії без позначення – лінії твердого розчину на основі Zr

**ЛОКАЛЬНА СТРУКТУРА ТА ЕЛЕКТРОННІ ВЛАСТИВОСТІ  
Pb[(Mg<sub>1/3</sub>Nb<sub>2/3</sub>)<sub>x</sub>Ti<sub>1-x</sub>]O<sub>3</sub> ПІД ВПЛИВОМ ТИСКУ: ПЕРШОПРИНЦИПНЕ  
ДОСЛІДЖЕННЯ**

*Асп. Козаченко О., доц. Бовгира О., доц. Коваленко М., проф. Капустяник В.*

*<sup>1</sup> Фізичний факультет, Львівський національний факультет імені Івана Франка, вул. Кирила і Мефодія, 86 79005 Львів, Україна*

*E-mail: oleh.kozachenko@lnu.edu.ua, oleh.bovhyra@lnu.edu.ua*

Межа Шоклі-Квіссера визначає максимально можливу фотовольтаїчну (ФВ) ефективність на рівні 33,7% для напівпровідникових сонячних батарей з одним переходом. Однак це обмеження не стосується сегнетоелектричних (СЕ) фотовольтаїчних матеріалів, де кожна елементарна комірка може діяти як ФВ перехід. Однак для просування сегнетоелектричних ФВ комірок до рівня конкурентоспроможності на ринку необхідно краще розуміння фізичних механізмів, що стоять за фотовольтаїчним відгуком (об'ємний ФВ ефект [1–2]) у сегнетоелектриках. У таких дослідженнях надають перевагу монокристалічним зразкам з метою мінімізації будь-яких можливих сторонніх відгуків, що виникають у тонких плівках [3] і кераміках [4]. Модельною сполукою для нашого дослідження фотовольтаїчних властивостей стала сполука ніобату магнію свинцю титанату свинцю (PMN–PT), що відноситься до сімейства СЕ кристалів із загальною формулою Pb[(Mg<sub>1/3</sub>Nb<sub>2/3</sub>)<sub>x</sub>Ti<sub>1-x</sub>]O<sub>3</sub>.

У цій роботі представлено першопринципні дослідження, в межах теорії функціоналу густини (DFT), впливу тиску на зміни локального атомного середовища, електронної структури та ефективних зарядів Борна у кристалах Pb[(Mg<sub>1/3</sub>Nb<sub>2/3</sub>)<sub>0,75</sub>Ti<sub>0,25</sub>]O<sub>3</sub> (PMN–PT). Для вивчення локальної структури PMN–PT та її зміни під впливом тиску побудовано суперкомірку 2×2×2, що містить 40 атомів. Періодичні DFT розрахунки проводили за допомогою плоскохвильового псевдопотенціального методу, успішно вбудованого в програмний пакет CASTEP. Для врахування обмінно-кореляційних ефектів використано наближення GGA-PBE. Гранічна кінетична енергія становила 800 еВ. Структура PMN–PT відповідає формулі A(B'B'')O<sub>3</sub>, у якій B-позиція спільна для Mg, Nb і Ti. Встановлено, що відносні зміщення атома Pb та атомів у B-положенні з позицій високої симетрії є домінуючим фактором для таких макроскопічних властивостей, як поляризація, у твердих розчинах PMN–PT. Електрони неподіленої пари іона Pb<sup>2+</sup> викликають велике зміщення атома Pb і значний внесок атома Pb у загальну поляризацію кристала [5]. Аналіз локальної структури показує, що атоми Pb розміщуються до поверхні Mg-Nb і розміщуються подалі від поверхні Ti-Nb. Встановлено, що в кристалі при гідростатичному стисненні зменшується величина зсувів катіонів Pb і B-позицій. В результаті структура стає більш центросиметричною, що призводить до зменшення поляризації та має зменшити фотовольтаїчний ефект, що підтверджено експериментально.

Подяки. Робота виконана за підтримки Міністерства освіти і науки України та французько-української програми Дніпро № 46789RH.

- [1] K. T. Butler, J. M. Frost, and A. Walsh, *Energy Environ. Sci.* **8** (2015) 838.
- [2] C. Paillard et al., *Adv. Mater.* **28** (2016) 5153.
- [3] M. L. Calzada et al., *Chem. Mater.* **17** (2005) 1441.
- [4] K. Takagi et al., *Journal of the American Ceramic Society* **87** (2004) 1477.
- [5] H. Tan et al., *Phys. Rev. B* **97** (2018) 174101.

**ЕЛЕКТРОХІМІЧНЕ ГІДРУВАННЯ ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ  $\text{HoNiAl}_{1-x}\text{In}_x$** **В. Кордан, Г. Ничипорук, О. Гудзьо, В. Павлюк, В. Заремба***Львівський національний університет імені Івана Франка,**вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна**e-mail: vasyk.kordan@lnu.edu.ua*

Вивчення гідрогенсорбційних властивостей сполук з метою пошуку нових функціональних матеріалів для накопичення та перетворення енергії є актуальним завданням. Серед великої кількості сполук та композитів, які мають здатність до сорбції водню, лише невелика частина піддається оборотному гідруванню, що дає змогу використовувати матеріали багаторазово. Ще менше фаз може використовуватися як електродний матеріал в металогідридних акумуляторах. Це пов'язано із хімічною взаємодією компонентів матеріалу з електролітом і відносно низькими тисками в хімічному джерелі електричної енергії (ХДЕЕ). Тому, як електродні матеріали використовують корозійностійкі сплави та композити із здатністю до електрохімічного гідрування, механізм якого інший, ніж для газового. З метою встановлення кореляції між складом електрода і його кількісним електрохімічним показником (ємністю), а також порівняння стабільності електродів у лужному середовищі електроліту обрали неперервний твердий розчин  $\text{HoNiAl}_{1-x}\text{In}_x$  зі структурою типу  $\text{ZrNiAl}$  (просторова група  $P-62m$ ).

Полікристалічні зразки системи  $\text{HoNiIn}_{1-x}\text{Al}_x$  (масою до 1,0 г) з діапазоном  $x$  від 0 до 1,0 і кроком 0,1 виготовлено електродувим сплавлянням шихти чистих елементів (усі чистотою вище, ніж 99,9 %) в атмосфері аргону, очищеного за допомогою губчастого титану та відпалено в муфельній печі у вакуумованих кварцових ампулах при 870K впродовж двох місяців. Сплави (як литі, так і відпалені) стійкі до дії атмосферного середовища протягом тривалого часу. Фазовий аналіз і структурні розрахунки проведено за порошковими даними масивів, одержаних на дифрактометрах ДРОН 2.0М (Fe  $K\alpha$ -випромінювання) та STOE STADI P (Cu  $K\alpha_1$ -випромінювання) з використанням пакетів програм Powder Cell [1], STOE WinXPOW [2] та FullProf [3]. Морфологію поверхні порошоків вивчено методом скануючої електронної мікроскопії на електронному мікроскопі Tescan Vega3 LMU. Для визначення якісного і кількісного складу електродів використано методи енергодисперсійної рентгенівської (аналізатор OxfordInstruments) та рентген-флуоресцентної спектроскопії (спектрометр ElvaXPro). Для зразків, що містили алюміній дослідження інтегрального складу проведено у середовищі чистого гелію, інтерпретуючи “легкий” спектр до 8 keV.

Електрохімічне гідрування сплавів виконано у 2-електродних моделях хімічних джерел електричної енергії типу “Swagelok-cell”. Гідрогенсорбційні характеристики виміряно протягом 50-ти заряд-розрядних циклів. Досліджувані сплави у подрібненому вигляді, змочені електролітом (6-молярний розчин KOH) та спресовані виконували роль анода. Як катодний матеріал використано суміш свіжо приготованого і висушеного за кімнатної температури нікель(II) гідроксиду та графіту (співвідношення 9:1 за масою).

На рис. 1 зображено фотографії поверхонь електродів на основі досліджених сплавів після гідрування. Електрохімічна поведінка зразків найбільше залежить від корозійної стійкості фаз. Зі збільшенням вмісту In простежується сильніше протравлення поверхні та утворення О-вмісних фаз на поверхні зерен, що мають темне забарвлення на SEM-зображенні (BSE-детектор). Склади електродів після гідрування не значно змінюються на користь Ho і Ni внаслідок протравлення індію та алюмінію. Відповідні рентген-флуоресцентні спектри зображені на рис. 2. Подібну тенденцію простежували для In-вмісних електродів на основі твердих розчинів із структурою типу  $\text{CaCu}_5$  [1].

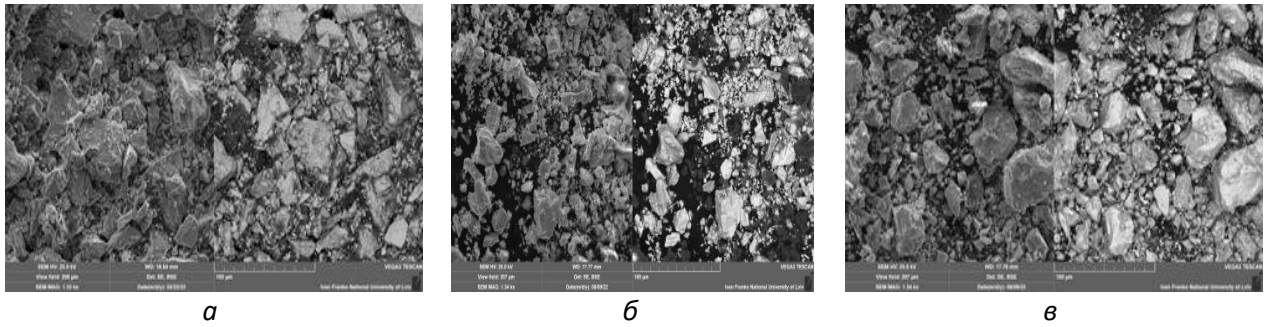


Рис. 1. СЕМ-зображення електродів на основі  $\text{HoNiIn}$  (а),  $\text{HoNiAl}_{0,7}\text{In}_{0,3}$  (б) і  $\text{HoNiAl}$  (в) після електрохімічного гідрування (SE-детектор зліва та BSE-детектор справа)

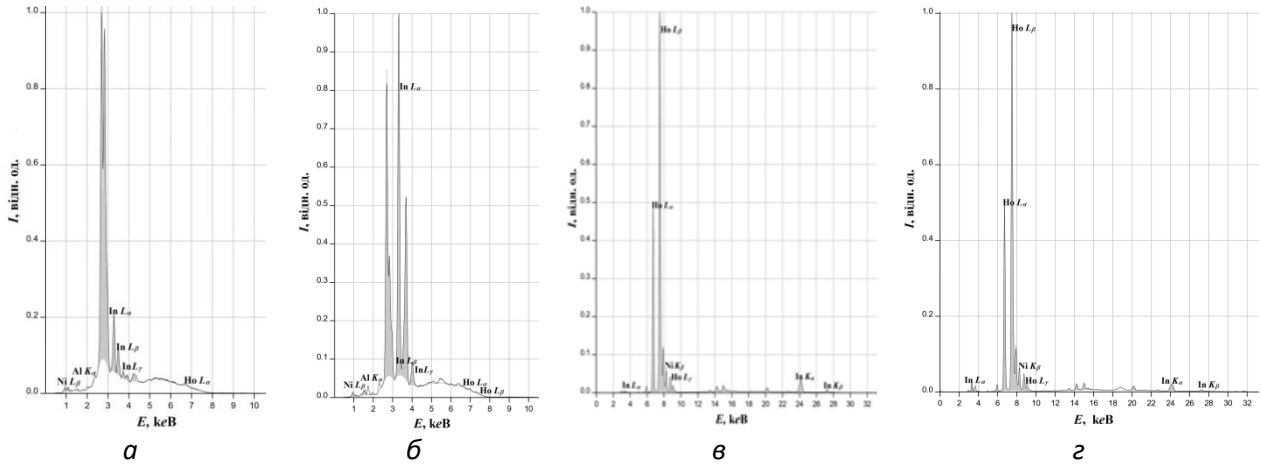


Рис. 2. Рентген-флуоресцентні спектри електродів:  $\text{HoNiAl}_{0,2}\text{In}_{0,8}$  (а) – до гідрування, (б) – після гідрування;  $\text{HoNiIn}$  (в) – до гідрування, (г) – після гідрування

Електрохімічні вимірювання показали, що найкращі показники щодо ємності та номінальної напруги розряду демонструють зразки на основі  $\text{HoNiAl}$ ,  $\text{HoNiAl}_{0,8}\text{In}_{0,2}$  та  $\text{HoNiAl}_{0,5}\text{In}_{0,5}$  (80-93 мА·год/г). На рис. 3 зображено вибрані зарядні та розрядні криві з електродом на основі дослідженого твердого розчину. Зі збільшенням вмісту індію ємність розряду зменшується через побічні процеси корозії на поверхні зерен.

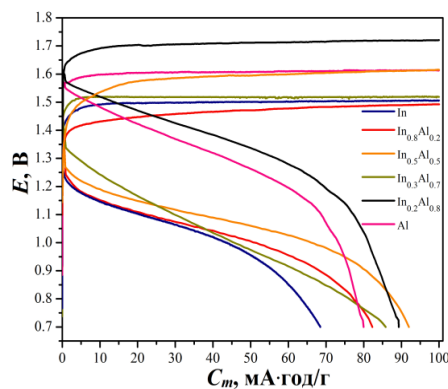


Рис. 3. Вибрані зарядні та розрядні криві для ХДЕЕ з електродом на основі твердого розчину  $\text{HoNiAl}_{1-x}\text{In}_x$

- [1] W. Kraus, G. Nolze. Powder Cell for Windows / Berlin. 1999.
- [2] STOE WinXPOW, Version 1.2, STOE & CIE GmbH. Darmstadt, 2001.
- [3] J. Rodríguez-Carvajal Recent Developments of the Program FULLPROF // Commission on Powder Diffraction (IUCr). Newsletter. 2001. Vol. 26. P. 12–19.
- [4] V. Kordan, I. Tarasiuk, I. Stetskiy, R. Serkiz, V. Pavlyuk. Electrochemical hydrogenation of solid solutions based on the intermetallic compound  $\text{SmNi}_5$  // Chem. Met. Alloys. 2019. Vol. 12, No. 3/4. P. 77–87.

## **Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub> ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ КРИСТАЛ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕНЬ**

**асп. Корець М. І.**

*Волинський національний університет імені Лесі Українки,*

*вул. Потапова, 9, Луцьк, 43000, Україна*

*e-mail: ma12riana95@ukr.net*

Для створення нових ефективних оптико-електронних приладів використовують халькогенідні напівпровідники, що містять лужні метали. Іони Tl<sup>+</sup> подібні до іонів лужних металів, тому заміна атомами талію атомів лужного металу чи міді/срібла в алмазоподібній фазі можуть давати ізоструктурні сполуки [1]. Окрім цього, Tl має ряд властивостей, що допоможуть Tl-вмісним сполукам уникнути недоліків сполук з лужних металів, а саме: електронегативність Tl набагато вища ніж лужного металу; Tl важчий за лужний метал; Tl<sup>+</sup> має неподілену пару електронів, яка може бути активною [2]. Всі ці переваги означають, що халькогеніди талію є перспективним об'єктом досліджень і можуть стати альтернативами халькогенідів на основі лужних металів.

Відомо, що для розуміння фізико-хімічних властивостей твердих тіл потрібно знати про особливості утворення хімічних зв'язків та електронну будову кристалів. Також це дає змогу передбачити, які потрібно провести модифікації, щоб сполука відповідала технічним вимогам. Дослідження оптичних властивостей кристалів є основним параметром для їх подальшого використання в різноманітних приладах [3].

Згідно експерименту Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub> є прямозонним напівпровідником р-типу із шириною забороненої зони в межах 1,0–1,5 eV [4]. Це є важливим параметром для напівпровідників, які використовуються в оптоелектроніці. Досліджуваний кристал є фоточутливим, що робить його багатообіцяючим для використання в сонячній енергетиці. Поверхня сполуки є досить стабільною і в поєднанні з відповідною шириною забороненої зони робить даний селенід перспективним напівпровідником для використання в тонкоплівкових сонячних елементах, а також для застосування у високоефективних фотокаталітичних і фотоелектричних пристроях [5]. Низька гігроскопічність поверхні кристала Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub> може дати змогу використовувати його в оптико-електронних пристроях, що працюють в умовах підвищеної атмосферної вологості, а також в навколишньому середовищі [5].

Кристали Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub> є ще недостатньо вивченими. В теперішній час інтенсивно проводяться дослідження даних сполук, тому що вони представляють великий інтерес для практичного використання.

1. Selezen, A.O., Piskach, L.V., Parasyuk, O.V. *et al.* The Tl<sub>2</sub>SnSe<sub>3</sub>-CdSe System and the Crystal Structure of the Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub> Compound. *J. Phase Equilib. Diffus.* **40**, 797–801 (2019).
2. Karkour, S., Bouhemadou, A., Allali, D. *et al.* Structural, elastic, electronic and optical properties of the newly synthesized selenides Tl<sub>2</sub>CdXSe<sub>4</sub> (X = Ge, Sn). *Eur. Phys. J. B* **95**, 38 (2022).
3. A.A. Lavrentyev, B.V. Gabrelian, V.T. Vu, L.N. Ananchenko, L.I. Isaenko, A.P. Yelisseyev, O.Y. Khyzhun, Electronic structure and optical properties of noncentrosymmetric LiGaSe<sub>2</sub>: experimental measurements and DFT band structure calculations, *Opt. Mater.* **66** (2017) 149–159.
4. B.V. Gabrelian, A.A. Lavrentyev, T.V. Vu, V.A. Tkach, O.V. Marchuk, K.F. Kalmykova, L.N. Ananchenko, O.V. Parasyuk, O.Y. Khyzhun, Quaternary Cu<sub>2</sub>HgGeSe<sub>4</sub> selenide: its electronic and optical properties as elucidated from TBmBJ band-structure calculations and XPS and XES measurements. *Chem. Phys.* **536** (2020) 110821.
5. T.V. Vu, A.A. Lavrentyev, B.V. Gabrelian, A.O. Selezen, L.V. Piskach, G.L. Myronchuk, M. Denysyuk, V.A. Tkach, K.D. Pham, O.Y. Khyzhun, Crystal growth, electronic and optical properties of Tl<sub>2</sub>CdSnSe<sub>4</sub>, a recently discovered prospective semiconductor for application in thin film solar cells and optoelectronics. *Opt. Mater.* **111**, 110656–110712 (2021).

ВЗАЄМОДІЯ КОМПОНЕНТІВ У СИСТЕМАХ  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{Ga}_x$  І  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{In}_x$ 

О. Коць, Н. Заремба, Г. Ничипорук, В. Заремба

Львівський національний університет імені Івана Франка,

вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна

e-mail: orest.kots@lnu.edu.ua

Вивчення взаємодії компонентів у багатокомпонентних металічних системах є одним з шляхів вирішення завдань пошуку нових фаз з цікавими фізичними властивостями для створення сучасних функціональних матеріалів. Ми досліджуємо взаємодію компонентів у системах  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{Ga}_x$  та  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{In}_x$ , тобто вплив заміщення атомів алюмінію іншими *p*-елементами IIIа групи (атомами галію та індію) у сполуці  $\text{PrPdAl}$  на їхні структурні характеристики.

Сполуки  $\text{PrPdAl}$  [1] і  $\text{PrPdIn}$  [2] кристалізуються в структурному типі  $\text{ZrNiAl}$  [3], сполука  $\text{PrPdGa}$  є представником структурного типу  $\text{TiNiSi}$  [4]. Зразки для дослідження систем  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{Ga}_x$  і  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{In}_x$  синтезовано методом електродугової плавки шихти компактних металів і гомогенізовано при 600 °С протягом одного місяця. Масиви дифракційних даних отримано з використанням камери Huber Guinier G670,  $\text{Cu K}$ -випромінювання. Структурні розрахунки виконано з використанням пакету програм FullProf [5].

Аналіз рентгенограм сплавів системи  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{Ga}_x$  при 600 °С засвідчив часткову розчинність *p*-елементів алюмінію та галію у вихідних тернарних сполуках з утворенням обмежених твердих розчинів заміщення на їхній основі. Параметри елементарної комірки фази  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}$  (СТ  $\text{TiNiSi}$ , ПГ  $Pnma$ ) становлять:  $a = 7,1301(4)$ ;  $b = 4,5333(2)$ ;  $c = 7,7634(4)$  Å;  $R_{\text{Bragg}} = 0,103$ ;  $R_{\text{F}} = 0,102$  (рис. 1, а). У системі  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{In}_x$  при температурі відпалу, ймовірно, відбувається повне заміщення атомів алюмінію атомами індію з утворенням неперервного твердого розчину зі структурою типу  $\text{ZrNiAl}$ . Параметри елементарної комірки фази  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{In}_{0,6}$  (СТ  $\text{ZrNiAl}$ , ПГ  $P-62m$ ):  $a = 7,5128(4)$ ;  $c = 4,0947(2)$  Å;  $R_{\text{Bragg}} = 0,076$ ,  $R_{\text{F}} = 0,058$  (рис. 1, б). У табл. 1 наведено уточнені координати атомів у структурах цих фаз.

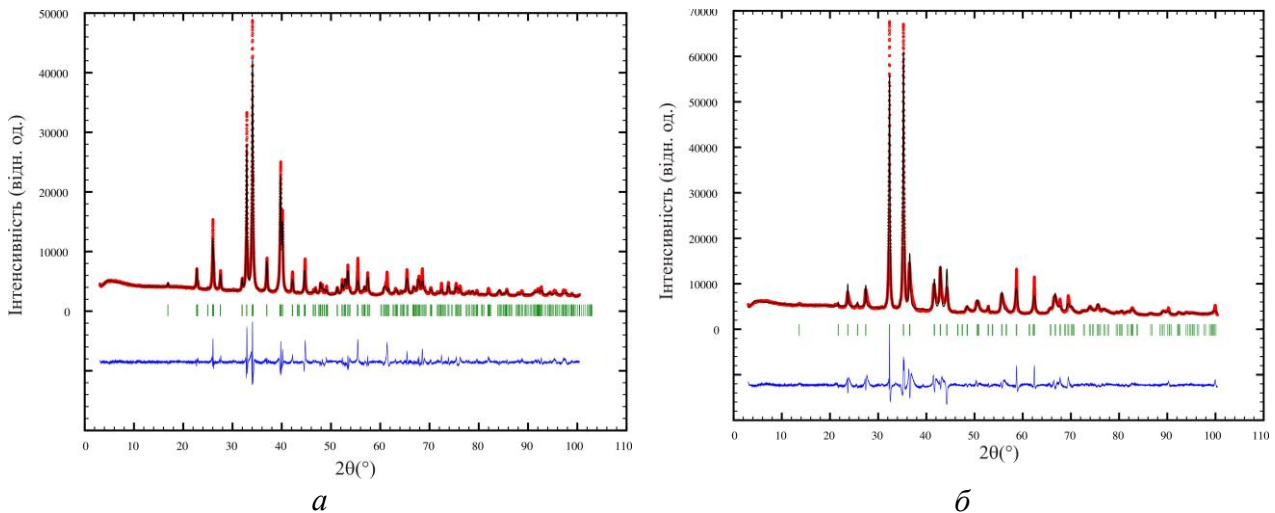


Рис. 1. Експериментальна (точки), розрахована (суцільна лінія) та різницева (внизу) дифрактограми зразків: а –  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}$ ; б –  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{In}_{0,6}$  (камера Huber Guinier G670,  $\text{Cu K}$ -випромінювання).

Таблиця 1. Уточнені координати атомів у структурах фаз  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}$  і  $\text{PrPdAl}_{0,4}\text{In}_{0,6}$

Атом	ПСТ	$x$	$y$	$z$
$\text{PrPdAl}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}$				
Pr	4c	0,0268(2)	1/4	0,68396(17)
Pd	4c	0,2133(3)	1/4	0,0738(3)
*M	4c	0,3317(5)	1/4	0,3801(5)
*M = 0,425(1) Al + 0,575(1) Ga; $B_{\text{Overall}} = 1,98(3)$				
$\text{PrPdAl}_{0,4}\text{In}_{0,6}$				
Pr	3f	0,5854(2)	0	0
Pd1	2d	1/3	2/3	1/2
Pd2	1a	0	0	0
**M	3g	0,2415(5)	0	1/2
**M = 0,382(1)Al + 0,618(1) In; $B_{\text{Overall}} = 1,11(5)$				

Одержані результати підтверджують загальні тенденції утворення неперервних твердих розчинів заміщення між ізоструктурними сполуками і обмежених – якщо структури вихідних сполук належать до різних типів.

- [1] *Hulliger F.* On new ternary aluminides  $\text{LnPdAl}$  and  $\text{LnPtAl}$  // *J. Alloys Compd.* 1993. Vol. 196. P. 225–228.
- [2] *Gondek L., Szytula A., Kaczorowski D., Nenkov K.* Electronic structure and magnetism of  $\text{RPdIn}$  compounds (R= La, Ce, Pr, Nd) // *Solid State Commun.* 2007. Vol. 142. P. 556–560.
- [3] *Крип'якевич П.І., Марків В.Я., Мельник Е.В.* Кристалічні структури сполук  $\text{ZrNiAl}$ ,  $\text{ZrCuGa}$  і їх аналогів // *Доп. АН УРСР. Сер. А.* 1967. № 8. С. 750–753.
- [4] *Hovestreydt E., Engel N., Klepp K.O., Chabot B., Parthé E.* Equiatomic ternary rare earth-transition metal silicides, germanides and gallides // *J. Less-Common Met.* 1982. Vol. 85. P. 247–274.
- [5] *J. Rodriguez-Carvajal* Recent Developments of the Program FULLPROF // *Commission on Powder Diffraction (IUCr). Newsletter.* 2001. Vol. 26. P. 12–19.

## СТІЙКІСТЬ ПОРОШКОВОГО СПЛАВУ Al-15Fe ДО ОКИСНЕННЯ НА ПОВІТРІ

маг. Кружкова М. А., проф. Степанчук А. М., асп. Тесля С. Ю.

*Національний технічний університет України*

*«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»*

*Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона*  
*[teslasergij7@gmail.com](mailto:teslasergij7@gmail.com)*

Алюміній і його сплави тепер знаходять широке застосування у сучасній техніці [1]. Але у деяких випадках його застосування обмежується через його недостатні характеристики міцності. З метою підвищення цих характеристик проводять його легування.

Найбільш ефективними для виготовлення матеріалів багатофункціонального призначення є сплави алюмінію, леговані металами Zr, Sc, Ni, Cu, Fe [1]–[3], що утворюють з алюмінієм інтерметаліди, які за певних умов отримання сплавів можуть відігравати роль дисперсно зміцнюючої фази і є стабільними за високих температур. З огляду на фізико-механічні властивості готових сплавів серед наведених елементів найбільш перспективним є легування залізом. В системі Al-Fe кристалізується значна кількість інтерметалідів  $Al_xFe_y$ , які підвищують механічні характеристики та корозійну стійкість сплавів. Однією з перспективних галузей застосування таких сплавів є виготовлення з них виробів триботехнічного призначення. У зв'язку з тим, що під час роботи у парах тертя виникають локально зосереджені точки підвищених температур, актуальним питанням є дослідження закономірностей процесів високотемпературної газової корозії алюмінієвих сплавів.

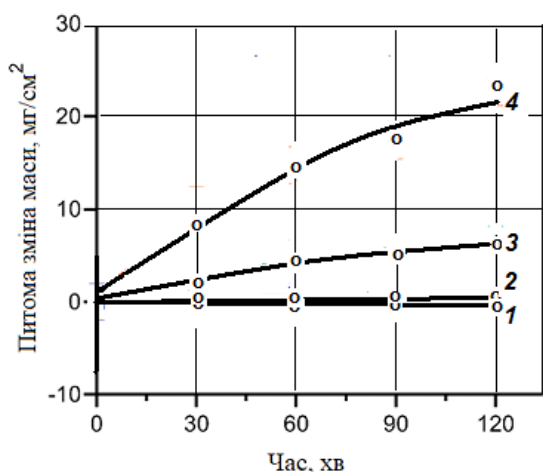
В роботі вивчався процес окиснення сплавів Al-Fe, перспективних з точки зору використання їх для виробів, які працюють в парах тертя. Вивчався сплав Al+15 мас.% Fe, який згідно [2],[3] є перспективним з точки зору дисперсного зміцнення та його застосування для виготовлення виробів триботехнічного призначення.

Вихідні зразки готували пресуванням з наступним спіканням з порошків отриманих механічним диспергуванням розплаву сплаву [3], [4] з розміром частинок меншим за 200 мкм. Останні мають структуру дисперсно зміцненого матеріалу за рахунок утворення під час кристалізації продуктів диспергування дисперсної фази  $Al_xFe_y$ . Компактування порошків проводили за тиску 600 МПа з наступним спіканням за температури 600 °C протягом 30 хв. Зразки мали відносну щільність 98-99% і спадкували структуру вихідних порошків.

Вивчався процес окиснення отриманих таким чином зразків за температур 300 – 900 °C протягом 30 – 120 хв. Вивчалась мікроструктура вихідних зразків та поверхонь окиснення та розподіл компонентів по об'єму досліджували за допомогою електронного мікроскопу Axia ChemiSEM HiVac обладнаного TrueSight X EDS detector. Фазовий склад матеріалів досліджували на дифрактометрі Rigaku Ultima IV.

В роботі проведені теоретичні дослідження процесів окиснення сплаву шляхом розрахунків вірогідності проходження можливих реакцій під час взаємодії вихідного матеріалу з киснем, який складався з алюмінієвої матриці та фази інтерметаліду  $Al_3Fe$ . Встановлено, що в інтервалі температур, що досліджувались, в системі Al –  $Al_3Fe$  –  $O_2$  під час взаємодії кладових можливе утворення наступних сполук:  $Al_2O_3$ , FeO,  $Fe_2O_3$ ,  $FeAl_2O_4$ ,  $Fe_2Al_2O_6$ ,  $FeAl_3O_4$ . При цьому найбільш вірогідними є утворення фаз  $Al_2O_3$  та  $FeAl_2O_4$ . Результати теоретичних розрахунків узгоджуються з результатами рентгенівського фазового аналізу продуктів окиснення.

Процеси окиснення матеріалів у середовищі повітря оцінюють за масовими змінами досліджуваних зразків. Отримані результати наведені на рисунку 1.

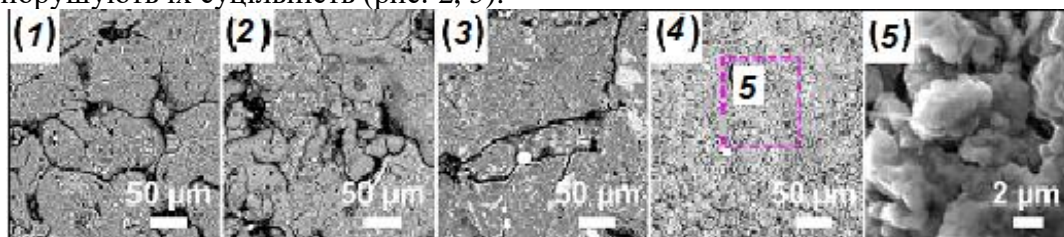


1 – 300 °C; 2 – 500 °C;  
3 – 700 °C; 4 – 900 °C

Рисунок 1 – Зміна маси зразків після окиснення

З рисунка видно, що за температур 300 °C – 500 °C зміна маси зразків практично не окиснюються (рис. 1, 1,2). З підвищенням температури до 700 °C і часу витримки при ній ступінь окиснення дещо збільшується і уповільнюється з часом. Такий характер зміни ступеня окиснення від температури і часу витримки може бути зумовлено утворенням суцільних термодинамічно стабільних оксидних плівок, особливо алюмінію, які попереджують взаємодію матеріалу із оксидним середовищем. Останнє підтверджується результатами металографічного та рентгенофазового аналізів(рис. 1, 1-3).

Підвищення температури до 900 °C і збільшенні часу витримки процес окиснення значно активізується (рис. 1, 4). Останнє в роботі пояснюється втратою захисних властивостей плівкою продуктів окиснення (переважно Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та шпінелі FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) за рахунок кристалографічних і топографічних перетворень, які супроводжуються зміною об'єму і, тим самим, порушують їх суцільність (рис. 2, 5).



1 – 300; 2 – 500; 3 – 700; 4, 5 – 900

Рисунок 2 – Структура окиснених поверхонь сплаву Al – 15Fe за за різних температур (°C)

Таким чином отримані в роботі дані дозволяють свідчити, що досліджений в роботі сплав є перспективним для виготовлення виробів багатофункціонального призначення для роботи за температур до 600 °C.

#### Література

1. Белецкий В.М. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов. – Киев : КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
2. Mechanistic understanding on the evolution of nanosized Al<sub>3</sub>Fe phase in Al–Fe alloy during heat treatment and its effect on mechanical properties/X.Wang, R.G.Guan, Y.Wang[et. et al] // Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 751. – P. 23 – 34.
3. Teslia S. Microstructural evolution of Al–15Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization / S. Teslia, A. Stepanchuk // Intermetallics. - 2022. - Vol. 149. - 11 p. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107671>.
4. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук / А. М. Степанчук. – Київ : Видавництво “Політехніка”, 2006. – 353 с.

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТКАНИН З АНТИМІКРОБНОЮ ОБРОБКОЮ**

**ст. викл. І.А. Мартиросян<sup>1</sup>, доцент О.В. Пахолюк<sup>2</sup>, аспірант Д.О. Мельник<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> - *Одеська національна академія харчових технологій*

*вул. Канатна, 112, м. Одеса*

<sup>2</sup> - *Луцький національний технічний університет*

*вул. Львівська, 75, м. Луцьк, o.pakholiuk@lntu.edu.ua*

Текстильні матеріали та одяг з них, повинні відповідати ряду вимог, які визначаються не тільки призначенням і умовами використання та експлуатації. Найвищі вимоги висувають до текстильних матеріалів та одягу спеціального призначення. Такі вироби не повинні наносити негативний вплив на організм людини, не містити грубих з'єднувальних швів із обметуванням зрізів, оздоблювальних елементів синтетичного походження, гудзиків та ґудзиків у місцях прилеглих безпосередньо до шкіри. Текстильні матеріали повинні максимально відповідати вимогам гігієни. Шкода, завдана людському організму неякісними товарами, може призвести до серйозних розладів фізичного і розумового розвитку, спровокувати виникнення алергічних реакцій, захворювань шкіри, органів дихання, тощо [1].

Необхідність пошуку ефективних способів захисту текстильних матеріалів та виробів у сферах вітчизняної текстильної промисловості та торгівлі завжди була і лишається актуальною. Так як, на поверхні будь-якого текстильного волокна можна виявити мікрофлору, що при високій відносній вологості повітря та оптимальній для свого розвитку температурі здатна з часом освоювати волокна в якості поживного субстрату та призводити до їх руйнування. Одним з найбільш поширених видів руйнування целюлозовмісних текстильних матеріалів під впливом навколишнього середовища є їх мікробіологічне пошкодження, яке відбувається внаслідок розвитку трьох основних типів мікроорганізмів: бактерій, актиноміцетів і грибів.

Враховуючи умови експлуатації текстильних матеріалів спеціального призначення, нами розглянуто вплив нових типів біоцидних препаратів тіосульфатної структури, які є синтетичними аналогами природних фітонцидів: етилтіосульфанілат (ЕТС), метилтіосульфанілат (МТС), алілтіосульфанілат (АТС) на зміну механічних властивостей, що визначають їх зносостійкість.

Використовуючи для антимікробного оброблення досліджуваних тканин нові типи препаратів тіосульфатної структури, авторами ставились наступні завдання [1]:

- створити ефективний захист целюлозовмісних текстильних матеріалів, від мікробіологічної деструкції в процесі їх експлуатації;
- загальмувати розвиток волокно-руйнуючих та патогенних мікроорганізмів, на досліджуваних тканинах і спеціальному одязі з них;
- зменшити негативний вплив біоцидного оброблення досліджуваних тканин препаратами тіосульфатної структури, та на зміну їх механічних, фізичних і естетичних властивостей.

Обґрунтовуючи необхідність використання нових типів біоцидних препаратів тіосульфатної структури у вітчизняному текстильному виробництві, представлялось доцільність, оцінити вплив названих препаратів на можливу зміну (погіршення) механічних властивостей цих тканин.

Вітчизняний текстильний ринок матеріалів для виготовлення спецодягу представлений, в основному, целюлозовмісними тканинами – бавовна+поліестер. Тому для нашого дослідження обрано 4 варіанти текстильних матеріалів вітчизняного та закордонного виробництва, характеристика яких, наведена у наших попередніх роботах [1-2].

Для захисту целюлозовмісних текстильних матеріалів та виробів від негативної дії волокно-руйнуючих та патогенних мікроорганізмів нами були обрані нові біоцидні препарати, які успішно застосовуються для антимікробного захисту у інших галузях промисловості, а саме: етилтіосульфанілат (ЕТС) – етиловий біоцид; алілтіосульфанілат (АТС) – аліловий

біоцид; метилтіосульфанілат (МТС) – метиловий біоцид. Дані біоцидні препарати з багатовекторними фармакодинамічними проявами для захисту промислових товарів та лікування дерматомікозів, були синтезовані на кафедрі технології біологічно активних сполук, фармації та біотехнології Національного університету «Львівська політехніка», д.х.н. професором Лубенець В.І.

В результаті досліджень встановлено, що розривальне навантаження одягових бавовняно-поліестерових тканин та виробів залежить від їх структурних показників і перш за все, від міцності волокон, що входять у структуру текстильного матеріалу, а також від лінійної густини пряжі чи ниток. У результаті антимікробної біоцидної обробки чистобавовняної та бавовняно-поліестерових одягових тканин та матеріалів спеціального призначення препаратами тіосульфатної структури, не відбувається помітного зниження розривального навантаження.

На зміну показників видовження на момент розірвання досліджуваних текстильних матеріалів здійснює вид біоцидного тіосульфатного препарату здійснює помітний вплив. Встановлено, що у випадку застосування для оброблення етилового, алілового та метилового біоциду, відбувається деяке підвищення розривального видовження за основою і незначне зниження за утком для бавовняно-поліестерових тканинах, з переважальним вмістом поліестеру. Величина подовження тканини, особливо на початку її розтягування, знаходиться в прямій залежності від щільності ниток. У свою чергу, кількість згинів визначається переплетенням тканини, тому текстильні матеріали полотняного переплетення, для якого характерна велика кількість згинів ниток, будуть мати найбільше подовження.

Також виявлено, що визначальний вплив на розривальне навантаження досліджуваних текстильних матеріалів має щільність тканини. Це підтверджує зіставлення щільності ниток за основою та утком до розривального навантаження. Збільшення щільності ниток за основою призводить до збільшення розривального навантаження за основою [3-4]. Зі збільшенням щільності ниток у текстильному матеріалі збільшуються кути обхвату ниток, й відповідно, площа тертя, зв'язаність елементів тканини збільшується, збільшується сила взаємного тиску між нитками основи та утоку і ступінь зчеплення волокон у пряжі, внаслідок чого зростає міцність тканини.

### Список використаних джерел

1. Мартиросян І.А. Вплив біоцидного оброблення целюлозовмісних текстильних матеріалів на зміну їх властивостей [текст] / І.А. Мартиросян, О.В. Пахолюк, В.І. Лубенець // Вісник Хмельницького національного університету. – 2018. – № 6. – С. 94-99.
2. Martirosyan I., Pakholiuk O., Semak B., Lubenets V., Peredriy O. (2020) Investigation of Wear Resistance of Cotton-Polyester Fabric with Antimicrobial Treatment. In: Tonkonogyi V. et al. (eds) Advanced Manufacturing Processes. InterPartner 2019. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. pp 433-441 DOI: 10.1007/978-3-030-40724-7\_44.
3. Пахолюк О.В. Нові технології ефективного захисту текстилю від мікробіологічних пошкоджень / Мартиросян І.А., Семак Б.Д., Комаровська-Порохнявець О.З., Лубенець В.І., Памбук С.А. // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології, 2019, т. 17, № 4, сс. 621-636.
4. Martirosyan I. Investigation on stability of textile materials for overalls processed by new biocidal preparation / I. Martirosyan, V. Lubenets, O. Peredriy // Technological Complexes. Scientific journal. – 2018. – № 1(15). – P. 53–59.

**КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ ДЕРЕВИНИ З ПІДВИЩЕНИМИ МІЦНІСНИМИ  
ВЛАСТИВОСТЯМИ****ст. викл. Матвіюк О.В.<sup>1</sup>, проф. Гомон Св.Св.<sup>1</sup>, доц. Кулаковський Л.Я.<sup>2</sup>**<sup>1</sup> - *Національний університет водного господарства та природокористування, Рівне, Україна, e-mail: homonsviatoslav@ukr.net*<sup>2</sup> - *Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», e-mail: kulakovskiyl@ukr.net*

Деревина – це є унікальний природний матеріал зі своїми специфічними фізико-механічними властивостями, який використовується в різних галузях народного господарства [1]. Його властивості дозволяють конкурувати з іншими матеріалами, зокрема, бетоном, металом, полімерами та іншими. В той же час необхідно застосовувати деревину низьких сортів, щоб зменшити витрати вищих. Тому деревину необхідно модифікувати, утворюючи при цьому композити з підвищеними механічними та фізичними характеристиками.

Тому для модифікації деревини використаємо полімерну композицію силор. Просочення дослідних зразків полімерною композицією «СИЛОР» виконували природним шляхом без додаткової стимуляції (поверхнева модифікація).

За поверхневої модифікації призми деревини вільхи та ялини перерізом 30x30x120 мм занурювались в посудину із полімерною композицією на 720 хв. Проникнення полімерної композиції «СИЛОР» в товщу зразків виконували природним шляхом, без додаткового стимулювання, в посудині в горизонтальному положенні при повному зануренні в полімерний розчин. Доступ полімерної композиції до всіх сторін призм забезпечувався відстанями між дном та зразком, які утворювались за допомогою дроту діаметром 3мм.

Змішування компонентів проведено зі співвідношенням 1:4 (одна частина це поліізоціанат + трихлоретилфосфат та 4 частини ( етилацетату). Просочування проводилося при температурі повітря 19°C. Після відведеного часу просочування призми виймали і просушували при температурі 18-21°C протягом двох днів.

Утворений твердий композиційний матеріал є екологічно безпечний, не горючий і не токсичний.

Детальна методика експериментальних досліджень наведена в [2].

Після експериментальних досліджень новоутвореного композиту осьовим стиском уздовж волокон за короткочасного навантаження встановлено, що тимчасова гранична міцність такого матеріалу зростає в порівнянні зі зразками без просочення [3].

Зокрема, міцнісні показники призм деревини вільхи за модифікації «силором» збільшились на 22,7%, а деревини ялини - на 18,2%.

Отже, новий композиційний матеріал на основі деревини листяних та хвойних порід та полімерної композиції «силор» має підвищені міцнісні показники в порівнянні з необробленою деревиною.

**Список використаних джерел**

1. Гомон С.С. Перспективи використання модифікованої деревини в Україні для об'єктів сільського господарства. *Актуальні задачі сучасних технологій: збірник тез доповідей VI міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів, м. Тернопіль, 16–17 листопада 2017 р. Том 1. Тернопіль: ТНТУ, 2017. С. 72.*

2. Yasnii P., Gomon S. Timber with improved strength and deformable properties. *Scientific Journal of Ternopil National Technical University. Ternopil: TNU, 2020. Vol 99. No3. P. 17–27.*

3. Гомон Св.Св., Матвіюк О.В., Кулаковський Л.Я., Чорномаз Н.Ю. До побудови повних діаграм деформування вільхи та ялини за стандартної вологості. Містобудування та територіальне планування. Київ: КНУБА, 2021. Випуск №79. С. 87-92.

**ОПТИЧНІ ТА НЕЛІНІЙНО-ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КРИСТАЛІВ  $\text{AgGaGeS}_4$  ЛЕГОВАНИХ Er****Асп. Мельничук Т.О., проф. Мирончук Г.Л., студ. Куршель Д., студ. Шафарчук В.***Волинський національний університет імені Лесі Українки, пр. Волі, 13 м. Луцьк.**Melnychuk.Taras@vnu.edu.ua*

На сьогоднішній час одним із досліджуваних нелінійно-оптичних матеріалів є  $\text{AgGaGeS}_4$  (AGGS) [1-3]. Кристали AGGS популярні через значне двоприменезаломлення, високу променеву стійкість, відсутність піків поглинання на довжинах хвиль твердотілих лазерів, а також у мабутньому легко можуть використовуватися в оптоелектронній техніці для створення параметричних перетворювачів частоти (наприклад апконвектори випромінювання  $\text{CO}_2$ - лазерів у видимий діапазон, подвоювачі частоти) [1]. Однак всі ці кристали мають як позитивне так і негативне. Наприклад, кристали  $\text{AgGaQ}_2$  ( $Q = \text{S}, \text{Se}$ ) є вразливими до дії лазера. мають низький поріг лазерного пошкодження, а  $\text{ZnGeP}_2$  демонструє сильне двофотонне поглинання звичайного 1 мкм (Nd: YAG) або 1,55 мкм (Yb: YAG) джерела лазерного накачування. А саме, тому створення і дослідження нових НЛО матеріалів мають високий попит.

Дослідивши, і отримавши певні результати [4], бачимо, що введення рідкоземельного елемента (Er) до  $\text{AgGaGeS}_4$  сприяє збільшенню ширини забороненої зони досліджуваної сполуки. Ширина забороненої зони зменшується із знаком різниць іонних радіусів компонент сполуки та заміщуючого іона ( $\text{Er}^{+3}(0.085 \text{ нм}) \rightarrow \text{Ag}^{+}(0.113 \text{ нм})$ ), на нашу думку. Окрім цього, пливати на зміну ширини забороненої зони можуть точкові дефекти вакансійного та міжвузлового типів. Коли вводиться атом із меншим іонним радіусом кристалічна гратка стискається, і це провокує зменшення параметрів решітки. Зміна параметрів решітки призводить до зміни ступеня перекриття електронних оболонок сусідніх атомів, що й супроводжує зміну ширини забороненої зони.

В результаті нецентросиметричності кристалічної структури кристали  $\text{AgGaGeS}_4$  легovanі РЗМ викликають досить великий інтерес внаслідок їх використання в електрооптичних та нелінійно-оптичних пристроях [5].

1. Rame Jérémy, Petit Johan, Boivin Denis, Horezan Nicolas, Melkonian Jean Michel, Godard Antoine, Viana Bruno. Homogeneity characterization in  $\text{AgGaGeS}_4$ , a single crystal for nonlinear mid-IR laser applications. Journal of Crystal Growth. 2020. Vol. 54815. 125814.

2. Kasumova Rena J. Second optical harmonic generation of  $\text{Co}_2$  laser radiation in CGA crystal. Journal of Nonlinear Optical Physics and Materials. 2013. 22 (2). 1350023.

3. Ni You-Bao, Wu Hai-Xin, Geng Lei, Wang Zhen-You, Huang Fei, Mao Ming-Sheng, Cheng Gan-Chao. Numerical analysis of infrared nonlinear optical crystal material  $\text{AgGaGeS}_4$  in laser experiments. Rengong Jingti Xuebao/Journal of Synthetic Crystals. 2008. 37(4), P. 790 – 794.

4. Галина МИРОНЧУК, Тарас МЕЛЬНИЧУК, Ярослав ЄНДРИКА, Вайдотас КАЖУКАУСКАС

ОПТИЧНІ ТА НЕЛІНІЙНО-ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КРИСТАЛІВ  $\text{AGGAGES}_4$  ЛЕГОВАНИХ ER, Фізика та освітні технології, Випуск 1, 2022 с.41

5. G.Ye.Davydyuk, G.L.Myronchuk, G.Lakshminarayana, O.V.Yakymchuk, A.H.Reshak, A.Wojciechowski, P.Rakus, N.AlZayed, M.Chmiel, I.V.Kityk, O.V.Parasyuk. IR-induced features of  $\text{AgGaGeS}_4$  crystalline semiconductors. Journal of Physics and Chemistry of Solids. 2012. 73(3). P. 439-443.

**EFFECT OF THE RARE EARTH DOPING (PR, EU, YB) ON THE OPTICAL PROPERTIES OF THE  $Ag_3AsS_3$  CRYSTALS****G. L. Myronchuk, S. M. Ponedelnyk***LesyaUkrainkaVolyn National University, Voli Ave 13, Lutsk 43025, Ukraine*

Searching for new promising nonlinear optical materials we came to the proustite crystals  $Ag_3AsS_3$ , which are known quite long ago as a natural silver mineral. Aiming to explore the potential of the  $Ag_3AsS_3$  material for the fabrication of the non-linear optical crystals, in this work we investigated the effect of the rare-earth doping by Pr, Eu, and Yb on the crystal structure and optical characteristics of this compound. Although optical characteristics of proustite have been fairly extensively investigated, no studies on the effect of rare-earth alloying on their physical properties were found. The crystal structure of  $Ag_3AsS_3$  is non-centrosymmetric and contains prismatic and octahedral voids.

Alloys for the study were prepared by co-melting high-purity elements in quartz containers evacuated to the residual pressure of 10–2 Pa. The total mass of the original batch for each sample was 2.0 g. The alloys were synthesized in an MP-30 programmable electric muffle furnace by heating to 550 °C at the rate of 24 °C/h (the melting point of  $Ag_3AsS_3$  is 495 °C (Figs. S1, S2)), 10 h exposure, cooling to 200 °C at 6 °C/h. Homogenizing annealing at 200 °C for 500 h was followed by quenching into room temperature water without breaking the containers.

The spectral distribution of the absorption coefficient was studied on parallel-plane plates of 0.06–0.08 mm thickness with optical quality surfaces. Absorption spectra were measured at a spectrometer combining an MDR-206 diffraction monochromator with silicon photodiode, in the range of 360–1100 nm (spectral resolution was 0.2 nm or better).

The spectral distribution of the absorption coefficient was studied on parallel-plane plates of 0.06–0.08 mm thickness with optical quality surfaces. Absorption spectra were measured at a spectrometer combining an MDR-206 diffraction monochromator with silicon photodiode, in the range of 360–1100 nm (spectral resolution was 0.2 nm or better).

To understand the influence of rare earth metals on the  $Ag_3AsS_3$  crystal structure and to identify the mechanism of their doping we performed a detailed analysis of proustite crystal chemistry.

Due to the above-discussed non-centrosymmetry of the  $Ag_3AsS_3$  crystal structure, its doping with rare-earth elements is of interest because of potential use in electro-optical and non-linear optical devices.

Investigated aiming to explore their potential for the NLO applications in IR spectra. The analysis of the XRD patterns indicates that the rare earth elements occupy Ag sites in the structure and have rather a small effect on the crystal lattice. EDXS analysis showed that all samples contain the phase with the element composition close to  $Ag_3AsS_3$ , at the same time trace inclusions of other phases at the grain interfaces were observed. The latter is explained by exceeding the solid solubility limits of rare-earth elements in  $Ag_3AsS_3$  and supports the assertion that Pr, Eu and Yb atoms occupy Ag sites in the structure.

Investigation of second harmonic generation indicates that SHG intensity in the studied materials increases with the dopant content in all cases except Yb.

In the present work, we show the large potential of the rare-earth-doped  $Ag_3AsS_3$  crystals for the non-linear optical applications in the infrared range, for instance, the conversion of IR to visible light.

1. O. V. Smitiukh, O. V. Marchuk, Y. M. Kogut, V. O. Yukhymchuk, N. V. Mazur, G. L. Myronchuk, S. M. Ponedelnyk, O. I. Cherniushok, T. O. Parashchuk, O. Y. Khyzhun, K. T. Wojciechowski, A. O. Fedorchuk Effect of rare-earth doping on the structural and optical properties of the  $Ag_3AsS_3$  crystal / Optical and Quantum Electronics (2022) 54:224. <https://doi.org/10.1007/s11082-022-03542-w>.

**STRUCTURE, OPTICAL PROPERTIES AND PHOTOCATALYTIC ACTIVITY OF UNDOPED, CD-DOPED ZNO FILMS**

**Senior researcher, PhD, Myroniuk D. V.<sup>1</sup>; graduate student (Ievtushenko A. I.) Didys R. I.<sup>2</sup>; researcher, PhD, Myroniuk L. A.<sup>1</sup>; associate professor, PhD, ass. prof., Koziarskyi I. P.<sup>3</sup>; head of department, DSci, professor, Mastruk E. V.<sup>3</sup>; researcher, Olifan O. I.<sup>1</sup>; researcher, Korichev S. F.<sup>1</sup>; PhD student, Danylenko I. M.<sup>4</sup>; leading researcher, DSci, professor, Strelchuk V. V.<sup>4</sup>; dep. head, PhD, senior researcher, Ievtushenko A. I.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, NAS of Ukraine,  
3, Krhychanovsky st., Kyiv, 03142, Ukraine,  
denysmyroniuk@gmail.com*

<sup>2</sup>*National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute",  
37, Peremohy av., Kyiv, 03056, Ukraine*

<sup>3</sup>*Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University, 2, Kotsyubynsky st., Chernivtsi, 58002, Ukraine*

<sup>4</sup>*V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine,  
45, Nauky av., Kyiv, 03028, Ukraine*

Due to its unique properties, biocompatibility, inexpensive and abundance components in nature, and availability of synthesis methods, zinc oxide is one of the most perspective photocatalytic materials.

The material light absorption leads to the excitation of electrons from the valence band to the conduction band and the generation of holes in the valence band. Free charge carriers electrons and holes upon reaching the surface of the photocatalyst become extremely reactive, and in the presence of oxygen and water molecules in the medium induce series of redox reactions with the formation of chemically active O• and •OH-radicals, which oxidize organic to water and carbon dioxide molecules.

However, the main disadvantage of zinc oxide is that this semiconductor material is able to effectively absorb light only in the ultraviolet spectrum, which significantly narrows its use for photocatalysis. To reduce the band gap and subsequently wades the absorption edge in the visible region, ZnO is doped with cadmium.

Despite the promising of these materials for photocatalysis, existing studies are unsystematic, which makes it necessary to expand and supplement the existing knowledge base in the field of photocatalysis based on the ZnO-Cd system and to achieve a deeper understanding of the relationship between the structure and photocatalytic efficiency of the material.

Investigation of the influence of cadmium impurity and rational control of its concentration is necessary to create a ZnO based materials with balanced structure, optical properties and photocatalytic activity.

Nanostructured undoped and Cd-doped zinc oxide films were deposited by the radio frequency magnetron sputtering method on silicon and glass substrates from ceramic targets. substrates using the universal vacuum unit UVN-70. The vacuum chamber was pumped to a residual pressure of  $5 \cdot 10^{-5}$  mm Hg. Compressed ceramic tablets of pure ZnO, 5 and 10 % wt. CdO mixed powders were used as targets and were sputtered in an Ar atmosphere at the power of 200 W. Substrate temperature was establish at 350 °C. Sputtering time was 30 min. A combination of structural analysis methods (scanning electron microscopy, X-ray diffraction, Raman light scattering spectroscopy) and optical properties (photoluminescence, optical spectroscopy) were used to characterize the obtained materials.

Fig. 1 shows SEM image of the pure and 5 and 10 % wt. CdO mixed ZnO nanostructured films deposited on silicon. The cadmium concentration has a significant impact on the crystallinity and morphology of the ZnO films. Like sharpened pencils ZnO microstructure is formed at 5 % wt. CdO content in mixed ceramic magnetron target.

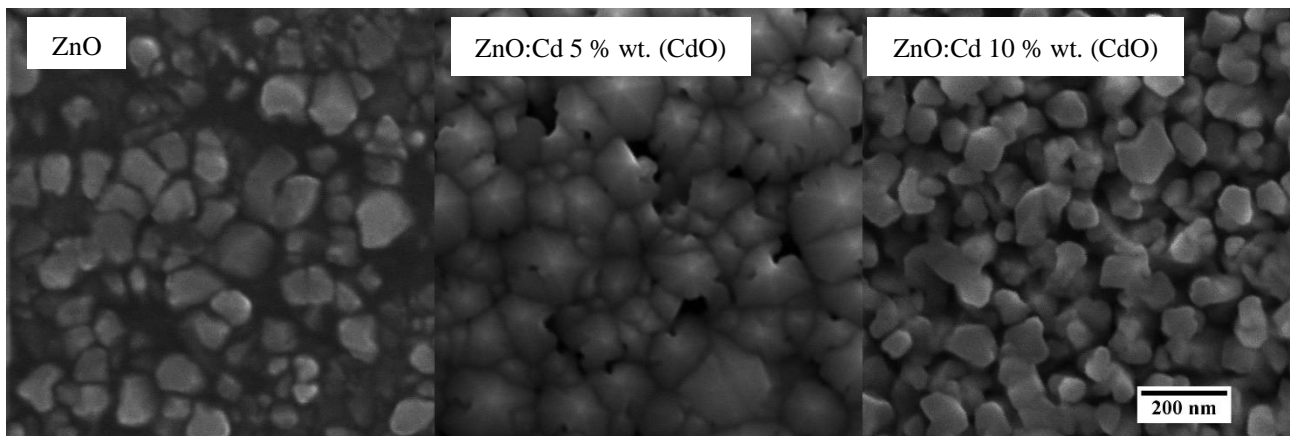


Figure 1. SEM image of pure and 5 and 10 % wt. CdO mixed ZnO nanostructured films deposited on silicon substrate

From XRD analysis we can conclude that all samples reveals peak  $2\theta$  at  $\sim 34.4^\circ$  that correspond to reflection from (002) plane, that means of high degree of texturing of the films. Analysis of the position of the reflection maximum (002) revealed that Cd doping showed a decrease in the diffraction angle (002), which corresponds to the inclusion of Cd in the ZnO cationic sublattice, and rise of the interplanar interval and an increase in the lattice period. The XRD patterns do not show any other peaks corresponding to Cd, CdO or any other additional phases.

Photocatalysis was studied by decomposition of Methyl Orange dye (MO) upon UV Hg lamp irradiation 200 W during 6 hours. The residual concentration of MO dye was calculated from transmission spectra in point of maxima dye absorption at 465 nm. Cd-doped ZnO exhibited higher photocatalytic activity than pure ZnO for MO dye degradation. The 5 % wt. (CdO:ZnO powder mix in target) Cd-doped ZnO exhibited the highest photocatalytic activity which may be due to the efficient separation of the photogenerated carriers.

The optical properties and analysis are discussed.

#### Acknowledgements

This work was supported by the project of research works of young scientists of NAS of Ukraine "Creation of effective photocatalytic materials based on ZnO-Cd system for water purification from organic pollutants".

**ЕЛЕКТРОХІМІЧНЕ ГІДРУВАННЯ СПЛАВУ  $Tb_2Ni_{6,1}Li_{0,3}Mg_{0,3}Sb_{0,3}$** **асп. В. Нитка, В. Кордан, В. Волошин, І. Тарасюк, В. Павлюк***Львівський національний університет імені Івана Франка,**вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна**e-mail: vitalii.nytka@lnu.edu.ua*

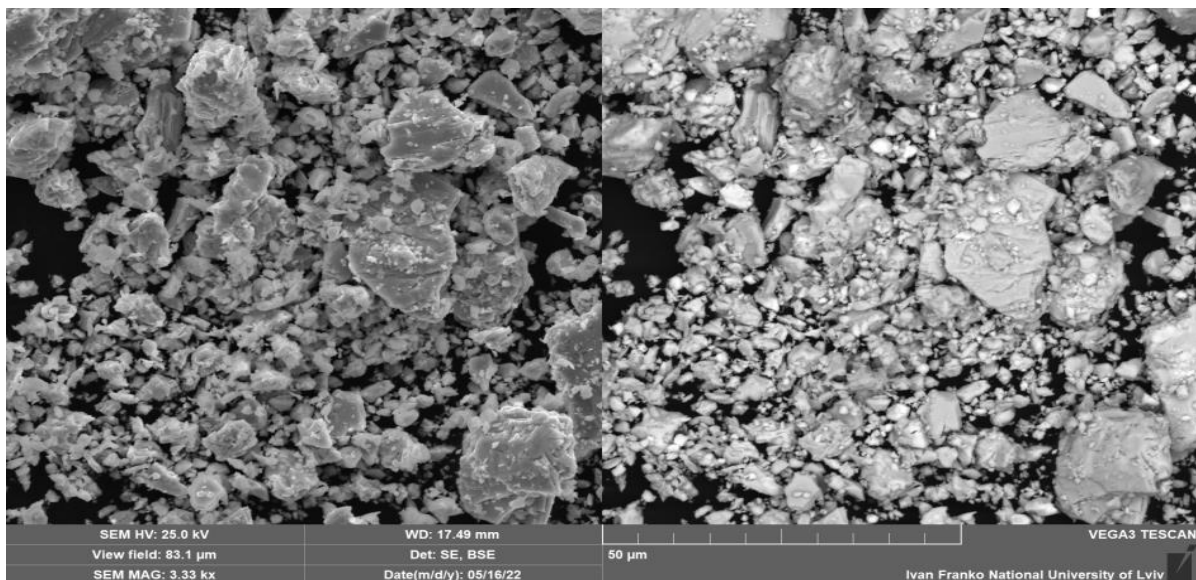
Сучасні хімічні джерела електричної енергії демонструють високі показники стабільності, тривалості експлуатації та потужності, однак, це не зупиняє науковців шукати нові чи модифікувати відомі матеріали для покращення фізико-хімічних характеристик. Нікель-металогідридні акумулятори є одним із найбільш перспективних типів хімічних джерел електричної енергії завдяки високій ємності, густині енергії та здатності витримувати високі навантаження. Принцип дії металогідридних акумуляторів заснований на здатності сплавів до абсорбції Гідрогену під впливом електричного струму. Типовими анодними матеріалами є інтерметалічні сполуки стехіометрії  $AB_5$  зі структурним типом  $CaCu_5$  (просторова група (ПГ)  $P6/mmm$ ). Актуально та доцільно досліджувати сполуки зі структурою, похідною від типу  $CaCu_5$ , оскільки їхні структурні характеристики дозволяють проводити ефективне електрохімічне гідрування інтерметалідів. Структурні типи  $Tb_2Ni_{17}$  (ПГ  $P6_3/mmc$ ),  $Ce_2Ni_7$  (ПГ  $P6_3/mmc$ ),  $Gd_2Co_7$  (ПГ  $R-3m$ ),  $PuNi_3$  (ПГ  $R-3m$ ) є цікавими з огляду на вакантні пустоти для включення Гідрогену.

Бінарний інтерметалід  $Tb_2Ni_7$  характеризується поліморфізмом, гексагональна (СТ  $Ce_2Ni_7$ ) та ромбодрічна (СТ  $Gd_2Co_7$ ) модифікації співіснують у широкому температурному інтервалі. Важливими критеріями для дослідження мультикомпонентних твердих розчинів є: перспективність, висока ефективність, енергоємність, корозійна стійкість, зниження собівартості матеріалу.

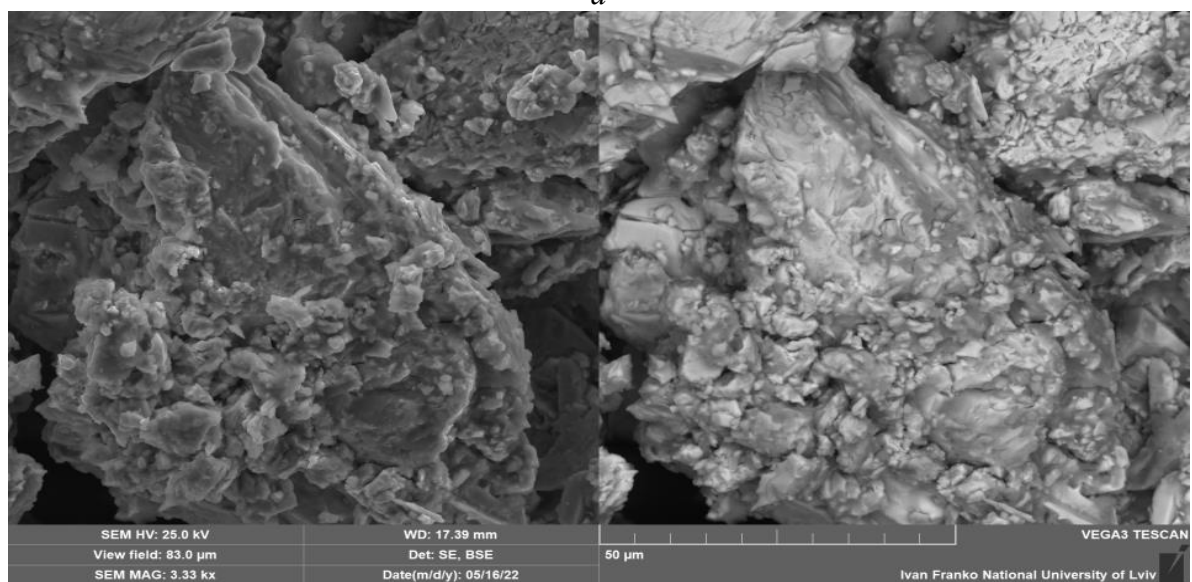
Синтез багатокомпонентного сплаву  $Tb_2Ni_{7-3x}Li_xMg_xSb_x$  ( $x = 0,3$ ) проводили методом кількарязового електродугового сплавлення спресованої шихти на основі чистих компонентів (5 мас. % надлишок Li та Mg, 2 мас. % надлишок Sb). Морфологію поверхні порошків вивчено методом скануючої електронної мікроскопії на електронному мікроскопі Tescan Vega3 LMU. Встановлення складу зразків та виявлених фаз проводили енергодисперсійною рентгенівською спектроскопією (система Instruments Aztec ONE з детектором X-Max<sup>N</sup>20). Рентгенівський фазовий аналіз проведено за масивами порошкових даних, одержаних на дифрактометрі ДРОН 2.0М (Fe  $K\alpha$ -випромінювання).

Електрохімічне гідрування сплаву проводили у 2-електродному прототипі хімічного джерела електричної енергії типу "Swagelok-cell". Змочений електролітом (6-молярний розчин КОН) досліджуваний сплав у подрібненому вигляді виконував роль анода.

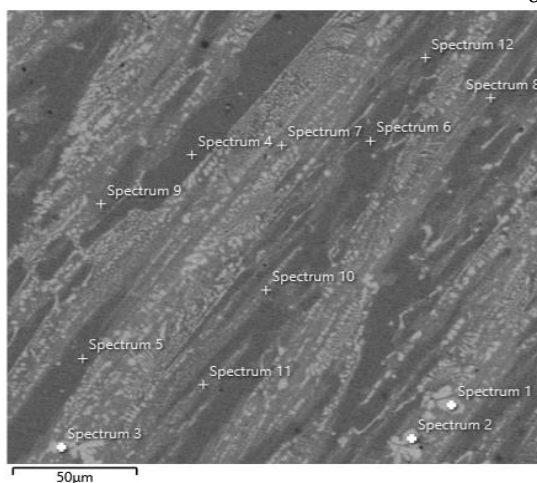
На рис. 1, а, б наведено СЕМ-зображення поверхні електрода до та після вимірювання гідрогенсорбційних характеристик (100 циклів заряджання-розряджання). Інтегральний склад електрода до та після гідрування практично не змінюється:  $Tb_{21,2}Ni_{69,2}Mg_{5,1}Sb_{4,5}$  та  $Tb_{20,8}Ni_{69,4}Mg_{5,5}Sb_{4,3}$ , відповідно. Зразок після гідрування за рахунок часткової аморфізації та впливу електроліту піддався агрегації з утворенням блоків. Рентгенофазовий аналіз сплаву продемонстрував утворення трьох фаз із подібною кристалічною структурою: тверді розчини на основі  $\alpha$ - $Tb_2Ni_7$ ,  $\beta$ - $Tb_2Ni_7$  та  $TbNi_5$ . СЕМ-зображення шліфа сплаву та складі кожного твердого розчину наведено на рис. 1, в. Варто зазначити, що параметри комірок виявлених фаз після електрохімічного гідрування ізотропно збільшуються, відносне збільшення об'єму сягає  $\sim 1,5$  %. Розрядна ємність композитного електрода на основі сплаву  $Tb_2Ni_{6,1}Li_{0,3}Mg_{0,3}Sb_{0,3}$  сягає 185 мА·год/г за густини струму 1,0 мА/см<sup>2</sup> (номінальна напруга розряду – 1,15-1,25 В).



a



b



c

1-3 спектри –  $\text{Tb}_{23,2}\text{Ni}_{64,1}\text{Mg}_{6,0}\text{Sb}_{6,7}$   
( $\beta\text{-Tb}_2\text{Ni}_{7-x-y}\text{Mg}_x\text{Sb}_y$ );

4-6 спектри –  $\text{Tb}_{17,2}\text{Ni}_{74,4}\text{Mg}_{4,2}\text{Sb}_{4,2}$   
( $\text{Tb}_2\text{Ni}_{5-x-y}\text{Mg}_x\text{Sb}_y$ );

7-12 спектри –  $\text{Tb}_{20,1}\text{Ni}_{65,5}\text{Mg}_{6,8}\text{Sb}_{7,6}$   
( $\alpha\text{-Tb}_2\text{Ni}_{7-x-y}\text{Mg}_x\text{Sb}_y$ )

Рис. 1. СЕМ-зображення електрода на основі  $\text{Tb}_{20,5}\text{Ni}_{64,5}\text{Li}_5\text{Mg}_5\text{Sb}_5$  до (a) та після електрохімічного гідрування (б) (SE-детектор зліва, BSE-детектор справа); СЕМ-зображення та склади фаз поверхні шліфа дослідженого сплаву (в)

**СПОСІБ УТВОРЕННЯ СПОЛУК  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5$ ,  $\text{Ag}_2\text{SnAs}_6\text{Se}_{12}$   
ТА ВИРОЩУВАННЯ ЇХ МОНОКРИСТАЛІВ**  
**В. Панкевич<sup>1</sup>, О. Березнюк<sup>1</sup>, О. Климович<sup>2</sup>, І. Іващенко<sup>1</sup>, В. Галян<sup>1</sup>,  
Л. Піскач<sup>1</sup>, Гулай Л.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Волинський національний університет імені Лесі Українки,  
пр. Волі, 13, Луцьк, Волинська область, 43025, Ivashchenko.inna@vni.edu.ua*

<sup>2</sup> *Волинський НДЕКЦ МЗС України  
вул. Винниченка, 43, Луцьк, Волинська область, 43000*

Сполука  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5$  утворюється у квазібінарній системі  $\text{Ag}_2\text{S}-\text{As}_2\text{S}_3$  [1] при температурі 644 К за перитектичною реакцією  $\text{L}+\text{AgAsSe}_2\rightarrow\text{AgAs}_3\text{Se}_5$ . Сполука  $\text{Ag}_2\text{SnAs}_6\text{Se}_{12}$  утворюється при 675 К за перитектичною реакцією  $\text{L}+\text{SnSe}_2\rightarrow\text{Ag}_2\text{SnAs}_6\text{Se}_{12}$ . Це було встановлено за результатами досліджень методами РФА, ДТА політермічного перерізу  $\text{SnSe}_2-\text{AgAs}_3\text{Se}_5$ , який є квазібінарним у межах 100-80 мол.%  $\text{SnSe}_2$ .

Для обох сполук були обрані методи кристалізації з розплаву. Для приготування вихідної шихти синтезували сплави 16 мол.%  $\text{Ag}_2\text{Se}-1$  мол.%  $\text{SnSe}_2-83$  мол.%  $\text{As}_2\text{Se}_3$ , 80 мол.%  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5-20$  мол.%  $\text{SnSe}_2$  вагою по 5 г. Склади шихти обирали так, щоб при кристалізації кристалу, склад твердої фази попадав в область первинної кристалізації  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5$  в системі  $\text{Ag}_2\text{S}-\text{As}_2\text{S}_3$  або  $\text{Ag}_2\text{SnAs}_6\text{Se}_{12}$  в системі  $\text{Ag}_2\text{Se}-\text{SnSe}_2-\text{As}_2\text{Se}_3$ . Розраховані кількості простих речовин, Ag, Sn високої чистоти (не менше 99,999 мас. % чистоти) загрузали в кварцові ампули, які вакуумували та запаювали. Також, використовували попередньо синтезований з простих речовин  $\text{As}_2\text{Se}_3$ .

На першому етапі синтезу ампули нагрівали в шахтній печі до максимальної температури 750-800 К. Отримані сплави сірого кольору подрібнювали в порошок і поміщали в кварцові контейнери з конусним дном.

Процес вирощування проводився при таких параметрах: температура в зоні розплаву 750 К; температура в зоні відпалювання 550 К; градієнт температури в зоні кристалізації 3-5 К/мм; швидкість росту 0,5 мм/год; час відпалу 200-250 год; швидкість охолодження до кімнатної температури 5 К/год. Були отримані монокристалічні булі сірого кольору.

За результатами РСА сполука  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5$  кристалізується в тригональній сингонії, пр. гр.  $R-3m$ , параметри комірки  $a=0,38190(1)$  нм,  $c=5,0079(2)$  нм. Сполука  $\text{Ag}_2\text{SnAs}_6\text{Se}_{12}$  кристалізується також в тригональній сингонії, в пр. гр.  $R-3m$ , з періодами елементарної комірки  $a=0,38121(2)$  нм,  $c=3,9727(3)$  нм, що добре збігається з даними [2].

[1] O. S. Klymovych, O. F. Zmiy, L. D. Gulay, T. A. Ostapuyuk / Phase diagram of the  $\text{Ag}_2\text{Se}-\text{As}_2\text{Se}_3$  system and crystal structure of the  $\text{AgAs}_3\text{Se}_5$  compound // Chem. Met. Alloys 1 (2008) 288 – 292.

[2] O. F. Zmiy, L. D. Gulay, T. A. Ostapuyuk, O. S. Klymovych / Interaction of the components in the  $\text{Ag}_2\text{Se}-\text{SnSe}_2-\text{As}_2\text{Se}_3$  system // Chem. Met. Alloys 1 (2008) 115 – 119.

**ХАРАКТЕРИСТИКА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИБІЛЕНИХ ЛЛЯНИХ ТКАНИН**доцент **О.В. Пахолук**, доцент **О.І. Передрій**, студ. **Я.В. Демкович***Луцький національний технічний університет**вул. Львівська, 75, м. Луцьк, o.pakholiuk@lntu.edu.ua*

Специфіка вибілювання лляних тканин (включаючи і «холодне») у порівнянні з бавовняними обумовлена низкою чинників: особливостями хімічної будови (значно нижчий вміст целюлози і більша кількість різноманітних супутніх речовин); наявність лігніну, який відсутній у бавовняному волокні; особливостями надмолекулярної структури (більш щільна упаковка макромолекул і значно менша кількість пор). Вибілювання текстильних матеріалів з лляних волокон полягає в руйнуванні і видаленні з природних целюлозних волокон усіх речовин, які супутні целюлозі. В результаті видалення всіх цих забруднень тканина набуває білості і високих гігієнічних властивостей. Одержана лляна тканина з високими показниками якості, характеризується рівномірністю зафарбовування, що дасть можливість отримати яскраві, насичені і стійкі до фізико-хімічних впливів забарвлення [1].

В текстильній хімії для вибілювання тканин використовують пероксид водню, який застосовують як ефективний і екологічно-безпечний вибілювач целюлозних волокон. Відомо, що ефективність пероксиду водню в реакціях окиснення визначається концентрацією активних продуктів його розкладу (іонних, радикальних). На механізм розкладу пероксиду водню серед інших факторів найбільше впливає рН середовища реакції. Перебіг реакції  $H_2O_2$  - з лігніном обумовлює основний процес вибілювання целюлози. Однак, паралельно з утворенням цих іонів відбувається виділення молекулярного кисню, який призводить до деструкції целюлозного волокна і зменшує вибілюючі властивості пероксиду водню. Крім цього, пероксид водню розкладається під дією солей важких металів, які вносяться у вибілювальну ванну з водою, тканиною і технічними хімікатами. Наявність незначної кількості цих речовин призводить до активного розкладу пероксиду водню [1-3]. Тому, дослідження впливу стабілізаторів пероксиду водню при вибілюванні текстильних матеріалів також, безумовно актуальні. Найчастіше використовують в якості стабілізатора пероксиду водню натрій силікат, який характеризується мийними, антикорозійними і буферними властивостями.

Для оцінки ефективності використання досліджуваних рецептурно-технологічних режимів холодного вибілювання лляної сирової тканини обмежимося оцінкою зміни основних показників їх якості в процесі названого оброблення, а саме ступеня білості, розривного навантаження, капілярності та ступеня повітропроникності. При цьому для оцінки зміни ступеня білості тканин в процесі їх оброблення використовувалась методика, зафіксована в ДСТУ ISO 105 Y02-2001 (Текстиль. Випробування на стійкість забарвлення. Частина Y02. Метод оцінювання білизни за допомогою приладу), а розривного навантаження – за методикою ДСТУ 4272:2003 Методи визначення характеристик під час розривання. Розмір елементарних проб становить 25x200 мм. Отримані результати досліджень наведено в таблиці.

Аналіз даних таблиці 1 показує, що в результаті ресурсозберігаючого вибілювання сирової лляної платтяно-сорочкової тканини ступінь її білості зростає практично у 8–9 разів. Причому вибілені за названими рецептами лляні тканини за ступенем білості майже в 1,5–2 рази перевищують аналогічні за волокнистим складом і будовою тканини, вибілені за традиційною високотемпературною технологією.

Як відомо, в процесі вибілювання целюлозовмісних текстильних матеріалів під дією окислювачів (пероксиду водню, гіпохлориту натрію та інших) відбувається суттєва деструкція целюлозних волокон. При цьому встановлено, що чим вища міра білизни досягається на цих матеріалах, тим більше вони деструктуються обраними для вибілювання окислювачами. Це повною мірою стосується і досліджуваних нами лляних тканин. Аналіз даних показує, що тканини оброблені за ресурсозберігаючою технологією, характеризуються значно більшою

капілярністю. Це обумовлено особливостями рецептурно-технологічного режиму вибілювання, в результаті чого підвищується змочуваність та здатність до адсорбції.

Таблиця 1

Характеристика властивостей лляної тканини,  
залежно від технології вибілювання

Режим оброблення	Ступінь білості, %	Розривальне навантаження, даН		Капілярність, мм/год	Ступінь повітропроникності при 50 мм вод.стоп., мл/см <sup>2</sup> *с
		за основою	за утком		
Сирова тканина	13	33,1	25,8	73,0	215,0
Вибілена за традиційною технологією	67	22,5	18,8	77,0	180,0
Силікатна технологія (рецепт 1)	115	21,3	20,2	104,0	185,0
Безсилікатна технологія (рецепт 2)	107	23,0	19,6	88,0	183,0

Повітропроникність у процесі вибілювання знижується. Це можна пояснити збільшення поверхневої густини тканини у процесі оброблення, що призводить до зменшення кількості і розмірів наскрізних пор, від наявності і розміру яких залежить аеродинамічний опір тканини, а відповідно і повітропроникність.

За результатами досліджень, можна прогнозувати доцільність використання таких тканин для пошиття літнього одягу.

### Список використаних джерел

1. Демкович О.В., Поліщук С.О.: Ресурсозберігаюча технологія вибілювання лляних платтяно-сорочкових тканин. Вісник Київського національного університету технологій та дизайну 2, 104-108 (2009).
2. Martirosyan, I., Pakholiuk, E., Lubenets, V., Komarovska-Porokhnyavets, O., Monka, N., Nakonechna, A., Peredriy, O., & Lutskova, V. (2021). Innovative Approach to the Creation of Textile Materials with Antimicrobial Properties. *Science and Innovation*, 17(3), 56–66.
3. Pakholiuk O., Martirosyan I., Peredriy O. Influence of cold dyeing technology on fabric characteristics. *Cellulose Chemistry and Technology*. 2021. №56.

## ПРОГНОЗУВАННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ ПРОНИКНИХ МАТЕРІАЛІВ

д.т.н., проф. Повстяной О.Ю., к.т.н., доц. Редько Р.Г., к.т.н., доц. Четвержук Т.І.

Луцький національний технічний університет, м.Луцьк, вул.Львівська, 75, [povstjanoy@ukr.net](mailto:povstjanoy@ukr.net)

Прогнозування закономірностей формування структури та властивостей пористих проникних матеріалів (ППМ) залежать, насамперед, від геометричних факторів часток порошку. Крім того, аналіз сучасних технологічних процесів порошкової металургії показує, що наявність кореляційних зв'язків між складовими, будовою та властивостями забезпечується всіма операціями технологічного процесу, де початковим етапом є заповнення прес-форм порошком, який визначає не тільки розміри, форму, густину, продуктивність, безпеку і культуру праці, але й впливає на ряд найважливіших властивостей готового продукту [1-3]. Тому, важливе місце тут займають модельні експерименти прогнозування залежності властивостей матеріалів від технологічних параметрів отримання виробів з використанням аналітичних, числових та числово-аналітичних методів за допомогою 3D моделювання.

Розробка методології розрахунку моделі випадкових пор у ППМ на стадії засипки матеріалу у бункер з урахуванням фізичної основи складових компонентів для двомірного випадку є актуальним питанням створення нової структури ППМ.

Запропонована нова методика розрахунку фізичних параметрів [4], які закладаються для дослідження реальних упаковок (двомірний випадок), визначається наступним чином:

Нехай, область  $G \in R^3$  заповнена дрібними металевими кульками (рис.1.).

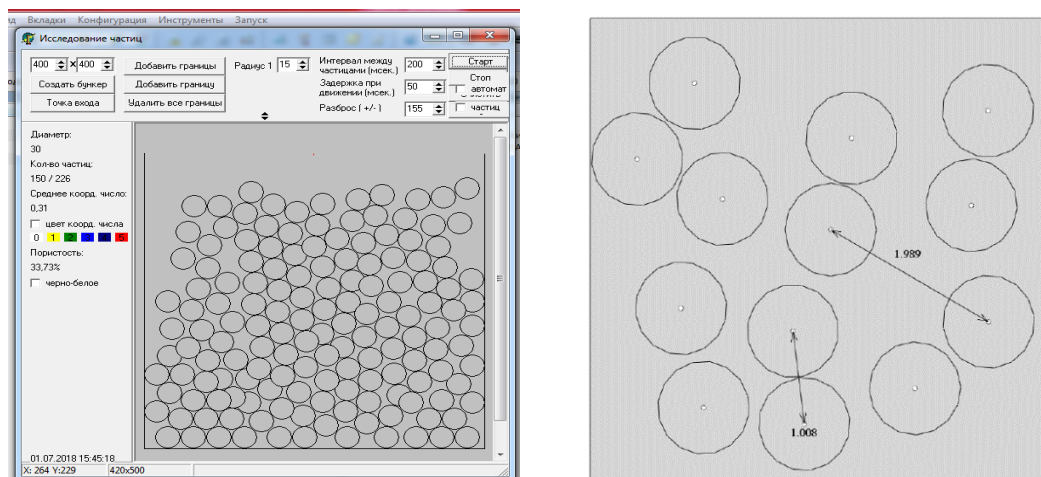


Рис.1. Заповнення бункеру кульками відповідного розміру

Необхідно встановити інтегральні характеристики отриманого матеріалу такі, як, наприклад, діелектрична проникність. Для вирішення даної задачі використовують наступний підхід. Вважаємо, що в результаті заповнення області  $G$  порошинками виникли стаціонарні, ізотропні випадкові поля  $\{\zeta_{ij}(u), u \in R^3\}$ , що описують діелектричну проникність сукупності.

Якщо до границь області прикласти електричний потенціал  $\phi$ , то потенціал  $U$  всередині області є рішенням задачі Діріхле:

$$\begin{cases} \sum_{i,j=1}^3 \xi_{i,j} \frac{\partial^2}{\partial x_i \partial x_j} U = 0, \\ U|_{\partial G} = \phi \end{cases}, \quad (1)$$

Оскільки коефіцієнти  $\xi_{ij}$  мають складну природу, то пряме рішення задачі неможливе. Тому, пропонується використовувати метод усереднення. Припускаємо, що  $\forall i, j \in Z$   $\xi_{ij}$  є ергодичним, а область  $G$  достатньо велика для проявлення цієї властивості. Тобто очікується, що замість рівняння (1) можна буде записати:

$$\begin{cases} \sum_{i,j=1}^3 \bar{\xi}_{i,j} \frac{\partial^2}{\partial x_i \partial x_j} U = 0, \\ U / \partial G = \varphi \end{cases}, \quad (2)$$

з деяким "усередненим" значенням  $\bar{\xi}_{ij}$ .

Рішення даної системи можна записати через ймовірносне представлення:

$$x(u) = M_u \exp\left\{-\int_0^\tau p_\varepsilon(\omega(s)) ds\right\},$$

де  $\{w(s), s \in [0, +\infty)\}$  - вінерівський процес, а  $\tau = \inf\{s : w_u(s) \in \{-1; 1\}\}$  момент виходу вінерівського процесу з області  $G$ .

Так як міра відвідування вінеровського процесу заданого на  $R$  є абсолютно неперервною відносно міри Лебега, тоді має місце наступна рівність:

$$\int_0^\tau p_\varepsilon(\omega(s)) ds = \int_{-1}^1 p_\varepsilon(u) l_\tau(u) du, \quad (3)$$

де  $l_\tau(u) = \int_0^\tau \delta_u(\omega(s)) ds$ , локальний час вінерівського процесу в точці  $u$ .

Практика розрахунку нових пористих матеріалів на основі металевих порошків показує, що реалізація у повному об'ємі їх міцнісних і експлуатаційних характеристик потребує суттєвого збільшення рівня прогнозування фізико-механічних властивостей матеріалів та розробки нових методів моделювання, який включає комплексний аналіз процесів формування матеріалів.

1. Кадушников Р.М. Геометрическое моделирование структуры материалов // Порошковая металлургия. – 1989. – 140с.
2. Каменин И.Г. Имитационное моделирование случайной неоднородной структуры порошков // Порошковая металлургия. – 1997. – 302 с.
3. Potter E, Pinho ST, Robinson P, Iannucci L, McMillan AJ “Mesh generation and geometrical modelling of 3D woven composites with variable tow cross-sections” Computational Materials Science 2012 51 103–111.
4. Повстяной О.Ю. Модельні дослідження формування засипки порошків з урахуванням властивості матеріалу на базі моделей випадкової упаковки (двовірний випадок) / Повстяной О.Ю., Дороговцев А.А. // Наукові нотатки. – Випуск 63. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2018. – С.183-188.

**СТРУКТУРНА ХАРАКТЕРИСТИКА ПОВЕРХОНЬ РОЗДІЛУ, УТВОРЕНИХ МІЖ РОЗПЛАВЛЕНИМ СПЛАВОМ AL-SI ТА ПІДКЛАДКАМИ TiB<sub>2</sub>**

**Г. Приходько<sup>1</sup>, доц. О. Приходько<sup>1</sup>, Dr. I. Kaban<sup>2</sup>, Prof., Ph.D., DSc. M. Pomorska<sup>2</sup>, Prof., Ph.D., DSc. J. Morgiel<sup>3</sup>, Prof., DSc, PhD N. Sobczak<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

<sup>2</sup> IFW Dresden, Інститут комплексних матеріалів, Дрезден, Німеччина

<sup>3</sup> Інститут металургії та матеріалознавства Польської академії наук, Краків, Польща

Пари змочування Al-Si/TiB<sub>2</sub>, отримані за допомогою методу лежачої краплі в [1], були піддані детальному дослідженню структури та хімії поверхонь розділу, утворених між керамікою TiB<sub>2</sub> та майже евтектичним сплавом AlSi<sub>12</sub> (12 мас.% Si) під час ізотермічного нагрівання у вакуумі при різних температурах (900-1300<sup>o</sup>C).

Порівняльні спостереження пар поперечних зрізів проводили за допомогою світлової мікроскопії (LM), скануючої електронної мікроскопії (SEM) і трансмісійної електронної мікроскопії (TEM) у поєднанні з аналізом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS). В результаті крім чистого Al та евтектичних фаз Si і TiB<sub>2</sub>, було виявлено також наявність малих кристалів оксиду алюмінію (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), які іноді утворюються на межі краплі/субстрат (див. рис. 1). В основному ці кристали зароджувалися на поверхні TiB<sub>2</sub> поблизу меж зерен структури кераміки, і які в подальшому росли всередині краплі AlSi<sub>12</sub>. Крім того, кристали Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> були прикрашені тонкими осадами Si, що утворилися на поверхні Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> під час затвердіння сплаву Al-Si при охолодженні після випробувань на ізотермічну витримку лежачої краплі.

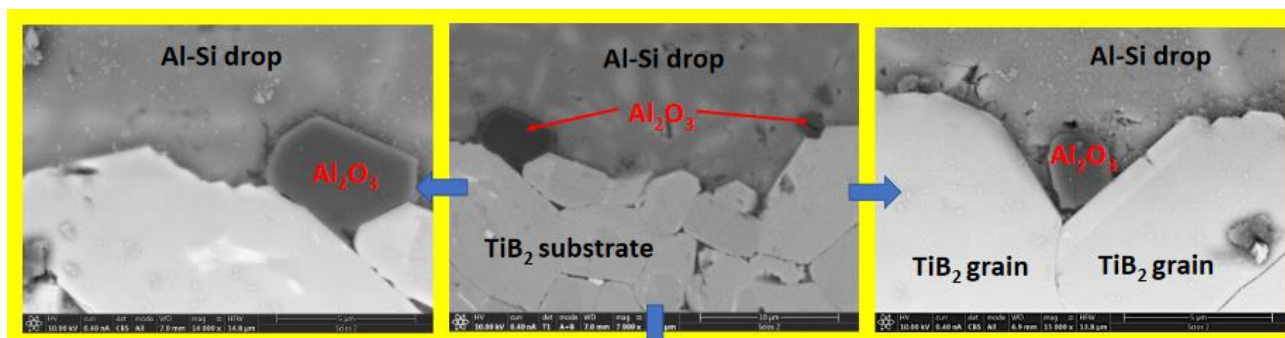
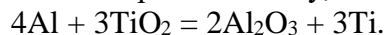


Рис. 1. Мікроструктура межі розділу краплі AlSi<sub>12</sub> і поверхні TiB<sub>2</sub>

Ці спостереження свідчать про те, що в умовах цього дослідження введення 12 мас.% Si в Al не впливає на взаємодію в парі Al/TiB<sub>2</sub> і аналогічно результатам, отриманим з тією ж керамікою TiB<sub>2</sub> і чистим алюмінієм [2] супроводжується окисно-відновною реакцією між рідким алюмінієм і частково окисленим дитриборидом титану, тобто



1. H. Prykhodko O. Prykhodko, R. Nowak, N. Sobczak, I. Kaban, Naukovi notatki (2019) 66, pp. 283-286
2. L. Xi, I. Kaban, R. Nowak, R. Nowak, B. Korpała, G. Bruzda, N. Sobczak, N. Mattern, J. Eckert, J. Mater Sci. 2015;50:2682-2690.

ЗМІНИ ПОКАЗНИКІВ ЗАЛОМЛЕННЯ КРИСТАЛІВ  $\text{Rb}_2\text{SO}_4$ Асп. Пришко І.<sup>1</sup>, доц. Рудиш М.<sup>1,2</sup>, проф. Стадник В.<sup>1</sup>, доц. Щепанський П.<sup>1</sup><sup>1</sup> - Львівський національний університет імені Івана Франка

вул. Драгоманова 19, м. Львів 79005, Україна

e-mail: pryshko.ivan@lnu.edu.ua

<sup>2</sup> - Гуманітарно-Природничий Університет імені Яна Длугоша в Ченстохові

ал. Армії Крайової, 13/15, Ченстохова 42-200, Польща

Кристали сульфату рубідію  $\text{Rb}_2\text{SO}_4$  (СР) є типовими представниками діелектричних кристалів групи  $\text{ABSO}_4$ , в яких за температури  $T_c \sim 922$  К відбувається фазовий перехід (ФП) з псевдогексагональної параелектричної фази  $P-3m1$  в орторомбічну сегнетоеластичну фазу (просторова група симетрії  $D_{2h}^{16} - Pmcn$  [1, 2]). Це оптично двовісні кристали, у яких за кімнатної температури кут між оптичними осями становить  $2V = 41,5^\circ$ , а показники заломлення  $N_p = 1,5131$ ,  $N_m = 1,5133$ ,  $N_g = 1,5144$  для  $\lambda = 632,8$  нм [3].

Раніше досліджено температурні (77-1000 К), спектральні (300-700 нм) залежності показників заломлення  $n_i$  та двопроменезаломлення  $\Delta n_i$ , а також розраховано зонно-енергетичні діаграми низки кристалів групи  $\text{ABSO}_4$  ( $\text{RbNH}_4\text{SO}_4$ ,  $\text{RbKSO}_4$ ,  $\text{RbLiSO}_4$ ,  $\text{LiNH}_4\text{SO}_4$  і  $\text{KLiSO}_4$  [4-9] з використанням функціоналів наближення локальної густини (LDA) та узагальненого градієнтного наближення (GGA)). Установлено, що дисперсія  $\partial n_i / \partial \lambda$  та  $\partial \Delta n_i / \partial \lambda$  для більшості кристалів є нормальною і з наближенням до краю поглинання різко зростає. Встановлено, що катіонна заміна  $\text{K}^+ \rightarrow \text{Li}^+$  призводить до значного зростання  $n_i$  та  $\Delta n_i$ , порівняно зі замінами  $\text{K}^+ \rightarrow \text{Rb}^+$  і  $\text{K}^+ \rightarrow (\text{NH}_4)^+$  [4-6].

Однак в літературі відсутні відомості про оптико-спектральні параметри ізоморфного до цієї групи кристала  $\text{Rb}_2\text{SO}_4$ . Тому метою даної роботи є дослідження спектральних та температурних залежностей  $n_i(\lambda, T)$  для з'ясування впливу катіонного заміщення  $\text{Rb}^+ \rightarrow (\text{NH}_4)^+ \rightarrow \text{Na}^+ \rightarrow \text{K}^+$  на оптико-електронні параметри кристалів групи  $\text{ABSO}_4$ , а також можливості існування в цьому кристалі ізотропних точок (ІТ) з метою впливу та регулювання спектрального та температурного діапазонів їх існування.

Виявлено, що дисперсія показників заломлення  $n_i(\lambda)$  досліджуваного кристала є нормальною ( $\partial n / \partial \lambda < 0$ ). З наближенням до краю фундаментального поглинання показник заломлення  $n(\lambda)$  для трьох напрямків поляризації електромагнітної хвилі стрімко зростає. Виявлено наступні співвідношення між показниками заломлення та їх дисперсією:  $n_x \geq n_z > n_y$  та  $dn_x/d\lambda > dn_z/d\lambda > dn_y/d\lambda$ .

Температурні дослідження показників заломлення  $n_i$  для трьох кристалофізичних напрямів у температурному діапазоні від 77 до 1100 К показали, що зі зростанням температури величини  $n_i$  нелінійно зменшуються, так що  $|dn_z/dT| > |dn_x/dT| \geq |dn_y/dT|$ . Притому з наближенням до точки ФП швидкість зменшення  $n_i$  за абсолютною величиною зростає. Так  $\xi = dn_i/dT \sim -2,94 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$  та  $12,34 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$  для температурних діапазонів 77...700 К та 700...930 К, відповідно. У парафазі зміни  $n_i$  майже лінійні:  $\xi \sim -1,93 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ .

Виявлено, що подібно до ізоморфного кристалу  $\text{K}_2\text{SO}_4$ , в кристалі СР існує дві ІТ: має місце перетин кривих  $n_z(T)$  з  $n_x(T)$  за температури 124 К для  $\lambda = 500$  нм, а також  $n_z(T)$  з  $n_y(T)$  за температури 295 К для  $\lambda = 495$  нм. Окрім того, під час сегнетоеластичного в кристалі СР не відбувається різких змін показників заломлення, а в гексагональній фазі він стає оптично одновісним як і сульфат калію. Аномальні зміни показників заломлення є характерні для ФП 2-го роду. У кристалі СР не виявлено проміжної фази та температурного гістерезису показників заломлення.

Температурні залежності похідних  $\xi = dn/dT$  показали, що поведінка  $\xi(T)$  для досліджених кристалів відрізняється від східчастої, що характерно до ФП другого роду і передбачається теорією середнього поля. Такі зміни пов'язано з флуктуаціями показників заломлення  $i$ , можливо, впливом структурних дефектів. Якщо не враховувати впливу

структурних дефектів, то поблизу температури ФП  $T_C$  ці зміни можна описувати за допомогою першої флуктуаційної поправки:

$$\xi^+ = \xi_B + \eta^+ \tau^{-1/2} \quad (\tau > 0), \quad \xi^- = \xi_B + \xi_L + \eta^- \tau^{-1/2} \quad (\tau < 0), \quad (1)$$

де стрибок похідної  $\xi_L$  і параметри  $\eta^\pm$  не залежать від температури,  $\xi_B$  – “фоновий” термооптичний коефіцієнт,  $\tau = (T - T_C)/T_C$  – відносна зміна температури, індекси „+” і „-” тут і надалі стосуються, відповідно, вихідної та низькотемпературної фаз. Для сегнетоелектричних і сегнетоеластичних ФП другого роду з однокомпонентним показником порядку повинно виконуватись співвідношення  $\eta^-/2\sqrt{2}\eta^+ \approx 1$ .

Проведено апроксимацію залежностей  $\xi(T)$  виразами (1) у припущенні  $\xi_B = \text{const}$ , усі параметри ми вважали вільними. Встановлені наступні значення величин:  $\eta^- \sim 2,91 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ ,  $\eta^+ \sim 0,64 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ ,  $\eta^-/2\sqrt{2}\eta^+ \approx 1,6$ . Основні результати апроксимації приводять до висновку про те, що підхід флуктуаційної поправки принаймні якісно пояснює вплив ФП на температурну поведінку  $n(T)$  в кристалах СР для всіх кристалофізичних осей. Те, що  $\eta^-/2\sqrt{2}\eta^+ \approx 1,6$ , пов’язано з наявністю в кристалі точкових структурних дефектів типу „випадкова локальна температура переходу”.

Варто відмітити, що описаний вище підхід безпосередньо не враховує впливу структурних дефектів або дефектів типу „випадкове локальне поле напружень”, які понижують локальну симетрію кристала, особливо т. зв. дефектів S-типу. Це, зокрема, точкові дипольні дефекти (або заряджені дефекти в сегнетоелектрику), атоми у міжвузлях тощо.

Робота виконана в рамках гранту Національного Центру Науки “Preludium 15” № 2018/29/N/ST3/02901 “Теоретичні дослідження фізичних властивостей халькопіритних напівпровідників для застосування в сонячних батареях” (This work was supported by Polish National Science Center, “Preludium 15” program, grant No. 2018/29/N/ST3/02901, “Theoretical investigation of physical properties of chalcopyrite semiconductors for solar cell applications”).

1. O. Muller, R. Roy, The Major ternary structural families // Springer-Verlag, Berlin; Heidelberg; New York, 1974.
2. V.M. Gaba. Temperature-and-Spectral Deformations of the Optical Indicatrix of Rubidium Sulphate Single Crystal // Acta physica polonica – 2010. – V. 117, N 1. – P. 129-132. .
3. B. Andriyevsky, W. Ciepluch-Trojanek, V. Stadnyk, M. Tuzyak, M. Romanyuk, V. Kurlyak, Band structure and optical spectra of  $\text{RbNH}_4\text{SO}_4$  crystals, Journal of Physics and Chemistry of Solids. 68 (2007) 1892–1896.
4. O.V. Bovgyra, V.I. Stadnyk, O.Z. Chyzh, Energy band structure and refractive properties of  $\text{LiRbSO}_4$  crystals, Phys. Solid State. 48 (2006) 1268–1272. <https://doi.org/10.1134/S1063783406070080>.
5. O.S. Kushnir, P.A. Shchepanskyi, V.Yo. Stadnyk, A.O. Fedorchuk, Relationships among optical and structural characteristics of  $\text{ABSO}_4$  crystals, Optical Materials. 95 (2019) 109221. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2019.109221>.
6. P.A. Shchepanskyi, V.M. Gaba, V.Yo. Stadnyk, M.Ya. Rudysh, R.S. Brezvin, M. Piasecki, The Influence of Partial Isomorphic Substitution on Electronic and Optical Parameters of  $\text{ABSO}_4$  Group Crystals, Acta Phys. Pol. A. 133 (2018) 819–823. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.133.819>.

**APPLICATION OF DFT +  $U$  APPROACH TO ELECTRONIC STRUCTURE STUDY  
OF AgInSe<sub>2</sub> CHALCOPYRITE CRYSTAL**

**Ass. Prof. Rudysh M.Ya.<sup>1,2,3,4</sup>, Prof. Myronchuk G.L.<sup>2</sup>, Prof. Piasecki M.<sup>1</sup>, Prof. Brik M.G.<sup>1,5</sup>**

<sup>1</sup>Faculty of Science and Technology, Jan Dlugosz University in Czestochowa

13/15 Armii Krajowej al., Czestochowa 42-200, Poland

e-mail: rudysh.myron@gmail.com

<sup>2</sup>Educational and Scientific Physical and Technological Institute, Lesya Ukrainka Volyn  
National University

9 Potapova str., UA-43025, Lutsk, Ukraine

<sup>3</sup>Physics Faculty, Ivan Franko National University of Lviv

8 Kyrylo and Mefodii str., Lviv 79005, Ukraine

<sup>4</sup>General Physics Department, Lviv Polytechnic National University

12 Stepan Bandera str., Lviv 79000, Ukraine

<sup>5</sup> Institute of Physics, University of Tartu,

W. Ostwald Str 1, Tartu 50411, Estonia

Crystals with the structure of chalcopyrite belonging to group I-III-VI<sub>2</sub> are promising materials for practical use. Their transparency in the infrared region of the spectrum and the absence of a center of symmetry make them promising materials for nonlinear optics. Such crystals are used as commercial materials for second harmonic generation and as optical parametric oscillators.

Special interest in these materials is caused by their high absorption coefficient. Such materials are promising for creating on their basis thin-film absorbing layers for photovoltaic cells. Today, the achieved efficiency of solar energy conversion by cells built on such materials is more than 24%.

A detailed study of the electronic structure of such materials is important for understanding the processes occurring in the material and is necessary for the interpretation of experimental results.

This work is devoted to the theoretical study of the peculiarities of the energy structure of the AgInSe<sub>2</sub> crystal.

The calculations were carried out using the CASTEP program, which was developed on the basis of the density functional theory (DFT). Plane waves are used as a basis functions. The exchange-correlation interaction was taken into account in the form of the generalized gradient approximation GGA with Perdwe-Burke-Ernzerhof (PBE) parametrization. The electron-ion interaction was taken into account by the Vanderbilt ultrasoft pseudopotential. Calculations were made for the cutoff energy  $E_{\text{cut}} = 550$  eV and  $5 \times 5 \times 3$  k-mesh taken within the Monkhorst-Pack scheme.

It is shown that the position of the energy bands obtained using DFT method is in good agreement with the experimental XPS spectra. An exception is only the  $4d$ -states of In atoms. For the AgInSe<sub>2</sub> crystal, the peak of the  $4d$ -states of indium in the experimental XPS spectra is located at the energy  $E = -17.26$  eV and the calculated energy value for this peak is  $E = -14.54$  eV. Considering this shift in levels positions, we can say that DFT does not describe well the  $d$ -levels for In atoms in the chalcopyrite-type materials. Therefore, it is necessary to use the corrections that will allow to obtain the proper results of calculations that will be in better consistency with the experiment. It was shown that the application of the DFT +  $U$  approach can fix the  $4d$  level shift to higher energies. The application of the Hubbard parameter  $U = 5.72$  eV to  $4d$ -In states, results in shift the corresponding band to the energy  $E = -17.26$  eV, which is in agreement with the experiment.

This work was supported by Polish National Science Center, "Preludium 15" program, grant No. 2018/29/N/ST3/02901, "Theoretical investigation of physical properties of chalcopyrite semiconductors for solar cell applications".

## ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОМПОЗИТИВ НА ОСНОВІ ДЕРЕВ'ЯНОГО ШПОНУ В УКРАЇНІ

асп. Свиридюк О.Б.<sup>1</sup>, проф. Гомон Св.Св.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> - Луцький національний технічний університет, e-mail: a.b.svyrydiuk@gmail.com

<sup>2</sup> - Національний університет водного господарства та природокористування, Рівне, Україна, e-mail: homonsviatoslav@ukr.net

Цільна деревина як природний матеріал має цілий ряд відомих переваг, однак має і ряд суттєвих недоліків, зокрема: велика залежність механічних властивостей від спрямування волокон, сучкуватість, завилькуватість (безладне розташування волокон), здатність до розтріскування, біологічна нестійкість та горючість (без додаткових обробок спеціальними препаратами), обмеженість в розмірах готових виробів та інші, що накладає певні обмеження у використанні цільної деревини, як матеріалу.

Тому все частіше застосовуються матеріали на основі композитів. Композит - це матеріал, виготовлений з двох або більше компонентів (поєднаних в макроскопічному масштабі) і має нові (кращі) властивості в порівнянні з компонентами. Композитні матеріали зазвичай наслідують найкращі характеристики компонентів: міцність, жорсткість, стійкість до корозії, невелика вага, термоізоляція, тощо. Серед основних сучасних композитних матеріалів на основі деревини є: клеєна пошарово деревина зі шпону (англ. Laminated Veneer Lumber, LVL), поперечно-клеєна деревина (англ. Cross-Laminated Timber, CLT) і пошарово-клеєна деревина (англ. Glued Laminated Timber, GLT).

Найбільш перспективний та інноваційний серед них - це клеєна пошарово деревина зі шпону [1-3]. LVL – це матеріал, виготовлений із шпону сосни та ялини (залежно від виробника, можуть бути й інші породи дерев), які склеюються між собою, щоб створити матеріал, який є перш за все міцним та стабільним у розмірах (Рис.1). Технологія його виробництва дозволяє обробляти малоцінну деревину, завдяки видаленню дефектів деревини, таких як сучки, тріщини або скручування волокон, яку не можна використовувати для виробництва цільної деревини. При виробництві матеріалу LVL шпон склеюється вздовж волокон паралельно довжині елемента, тому типовим застосуванням є поздовжні конструктивні елементи, наприклад, стельові балки, крокви, колони і т.д. (Рис.2). Однак, якщо в структурі матеріалу до 20 % шпону склеїти поперек довжини елемента, то можна досягти збільшення стабільності розмірів та жорсткості в поперечному напрямку і його вже тоді можна застосовувати в якості обшивки дахів, стель і стін, як несуча плита, так і в якості пластин жорсткості.

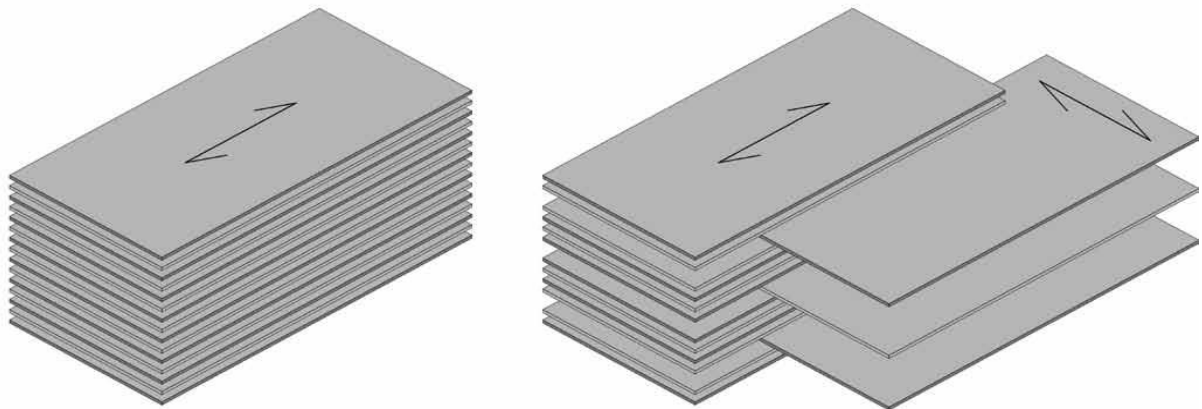


Рис. 1. Структура деревини з клеєного шпону LVL

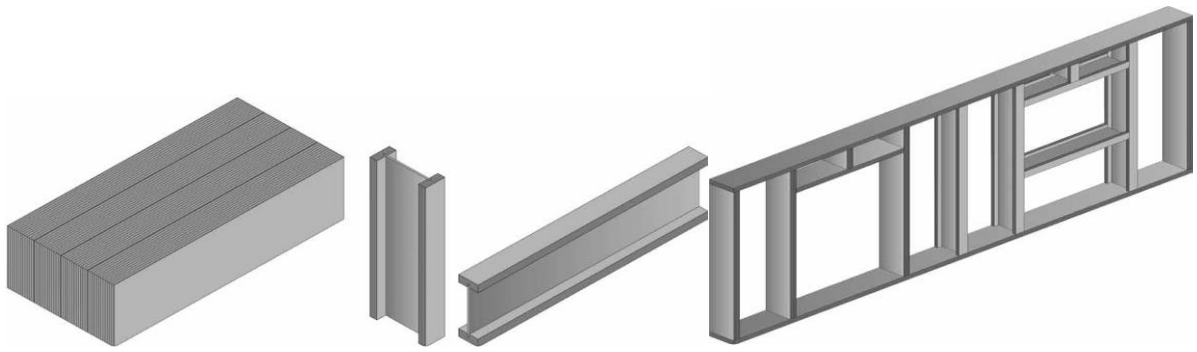


Рис.2. Приклади елементів з клеєним перерізом, в яких використовується LVL

Серед основних переваг для застосування LVL є: широкий асортимент доступних перерізів і можливість отримати перерізи з розмірами більшими, ніж для цільної деревини (обмежуються тільки технологічним обладнанням та зручністю транспортування); простота обробки і монтажу (зведення до мінімуму використання вантажопідіймальних механізмів); точність виконання і висока якість поверхні, що часто не потребує додаткової обробки; однорідність і краща гомогенізація механічних властивостей, ніж у випадку цільної деревини, стабільність розмірів, більша міцність порівняно з цільною деревиною та стійкість до сколів та розтріскування; низький коефіцієнт теплопровідності та звукопровідності (нижче, ніж у цільної деревини); легкий вогне- та біозахист.

Враховуючи вищенаведені властивості LVL, можна зробити висновок, що даний матеріал має великі перспективи використання в Україні в якості будівельного матеріалу в каркасних і традиційних конструкціях. Перспективним напрямком може бути застосування LVLів, у поєднанні сталь-дерево, алюміній-дерево або дерево-бетон, в якості композитного оздоблення фасадів, а також в агресивних чи перезвожених середовищах, де інші матеріали малоефективні чи недовговічні. Проектуючи композити на основі LVL шляхом додаткового армування шпону різними сітками, волокнами чи модифікацією деревини різними модифікаторами, можна отримати матеріал з принципово новими характеристиками, що можуть визначити нові напрямки його використання.

#### **Список використаних джерел**

1. Garstecki A., Gilewski W., Pozorski Z. Mechanics of sandwich beams and plates. Pp.301-324
2. Chybiński M., Polus Ł., Szymkuć W. Zastosowanie drewna klejonego warstwowo z forniryw LVL w budownictwie. 2021. Pp.44-49.
3. Буряк А.О., Михайловський Д.В. Переваги і недоліки LVL-балок в порівнянні з балками зі звичайної клеєної деревини. Нові технології в будівництві. Київ: НДІБК, 2015. №29. С. 29-34.

## АДСОРБЦІЯ Cr(VI) ІЗ ВОДНИХ РОЗЧИНІВ КОМПОЗИТОМ ПРИРОДНИЙ ЦЕОЛІТ/ПОЛІАНІЛІН

**Асп. Сидорко М.С., доц. Яцишин М.М.**

*Львівський національний університет імені Івана Франка,  
Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна, sydorkomaria98@gmail.com*

Українська земля багата природними мінералами, зокрема цеолітами (Цт). Цеоліти – каркасні алюмосилікати широко використовують в різних технологіях головною з яких є адсорбція різних забруднювачів наприклад важких металів. Цеоліти українського походження практично не досліджені як компонент композитних матеріалів із електропровідними полімерами (ЕПП). Важливим представником ЕПП є поліанілін (ПАН). Поєднанням властивостей цеоліту та поліаніліну, створюють композити [1]. Одним із важливих напрямків застосування композитів Цт з ПАН може бути адсорбційна здатність ефективно видаляти оксіаніони Cr(VI) з вод різної природи [2].

Велика кількість токсичних стічних вод, які містять іони чи оксіаніони важких металів потрапляє безпосередньо або побічно в навколишнє середовище [3] і мають тенденцію до біоакмулювання в організмах, а їхня висока токсичність завдає значної шкоди здоров'ю людини [4]. Серед переліку важких металів значне місце по токсичності впливу на людський організм посідає хром, а саме його різновид Cr(VI) [5]. Відомо, що хром займає 5 місце серед токсичних елементів і є канцерогенною речовиною №1 у списку шкідливих речовин [6, 7].

Метою нашої роботи було дослідити сорбційні властивості композиту цеоліт/поліанілін–сульфатна кислота (Цт/ПАН-СК) стосовно Cr(VI) і порівняти їх із подібними властивостями ПАН. Зразки ПАН та композиту Цт/ПАН, готували окисненням аніліну (Ан) амоній пероксидисульфатом (АПС) у водних розчинах 0,5 М СК як без, так і за наявності порошкоподібного Цт за методикою [2]. Співвідношення Ан : АПС становило 1 : 1,1 (моль : моль), а Ан : Цт – 1 : 1 (г : г).

Адсорбцію Cr(VI) із модельних водних розчинів з концентраціями 100, 200, 300, 400 і 500 мг/л проводили в статичному режимі. Маса адсорбента становила 0,1 г, а об'єм розчину адсорбату – 10 мл. Розчини перед дослідженнями спеціально не підкислювали. Кількість адсорбованого Cr(VI) визначали за спектрами поглинання користуючись градувальною кривою, побудованою за інтенсивністю смуги поглинання Cr(VI) за 350 нм [2].

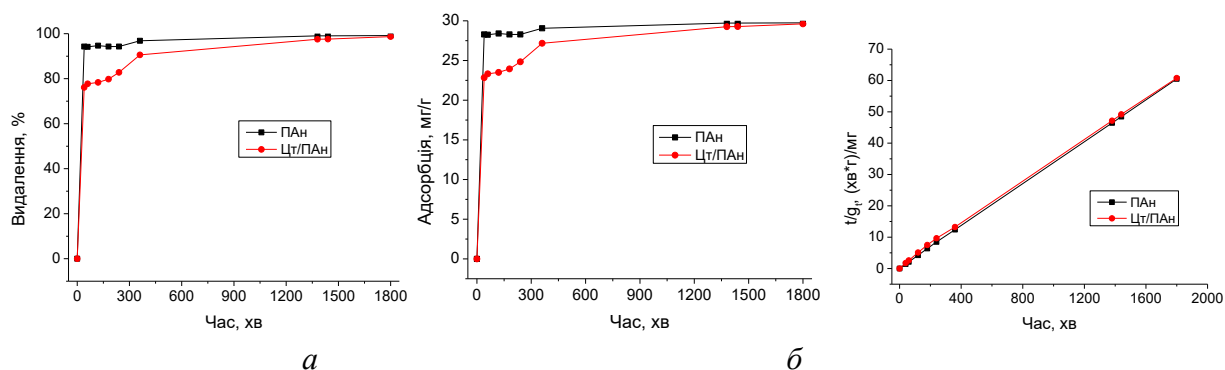


Рис. 1. Кінетики видалення (а), сорбції (б) та крива сорбції Cr(VI) досліджуваними зразками розрахована за кінетичною моделлю псевдо-другого порядку (в). Концентрація Cr(VI) становить 300 мг/л

На рис. 1 зображено, як приклад, кінетичні криві поглинання, адсорбції та крива сорбції Cr(VI) (в) розрахована відповідно до кінетичної моделі псевдо-другого порядку, досліджуваними зразками з розчинів з концентрацією 300 мг/л. Як бачимо, з рис. 1, а відсоток видалення Cr(VI) становить 98-99%. Однак за початкової концентрації Cr(VI) 300 мг/л вихід кривої на плато є тривалішим ніж за концентрацій 100 і 200 мг/л і становить ~300 хв для ПАН і

~1500 хв для Цт/ПАН. Адсорбція Cr(VI) становить 27-28 мг/г при розрахунку маси Цт і ПАН. При розрахунку на масу ПАН в композиті, яка становить приблизно 50 %, адсорбція зразком Цт/ПАН насправді є вдвічі більшою і становить 54-56 мг/г.

Встановлено, що збільшення початкової концентрації Cr(VI) у розчинах у п'ять разів, призводить до збільшення значення величини адсорбції також у п'ять разів [2] від ~10 мг/г до 48–50 мг/г (з врахуванням маси Цт в композиті). В перерахунку на "чистий" ПАН адсорбційна ємність зразка Цт/ПАН зростає вдвічі. Параметри сорбції Cr(VI) композитами Цт/ПАН, розраховані за лінеаризованим рівнянням кінетичної моделі псевдо-другого порядку (концентрація Cr(VI) – 300 мг/л) занесено до табл. 1.

Таблиця 1

Параметри сорбції Cr(VI) композитами Цт/ПАН, розраховані за лінеаризованим рівнянням кінетичної моделі псевдо-другого порядку (концентрація Cr(VI) – 300 мг/л)

Зразки	$k_2$ , мг/г*хв	$R^2$	Сорбція Cr(VI), мг/г		
			Розрахована	Експериментальна	В перерахунку на "чистий" ПАН
ПАН	0,0056	0,9999	29,83	29,75	–
Цт/ПАН	0,0013	0,9994	29,88	29,61	~65

На рис. 2 зображені лінеаризовані ізотерми адсорбції отримані за рівняннями Ленгмюра та Фрейндліха. Як бачимо з рис. 2, обидві моделі ізотерм адсорбції, добре описують адсорбцію Cr(VI) зразками ПАН та Цт/ПАН ( $R^2=0,9999$ ) із водних розчинів, що засвідчує не тільки про моношарову адсорбцію але й сорбцію об'ємом зразків.

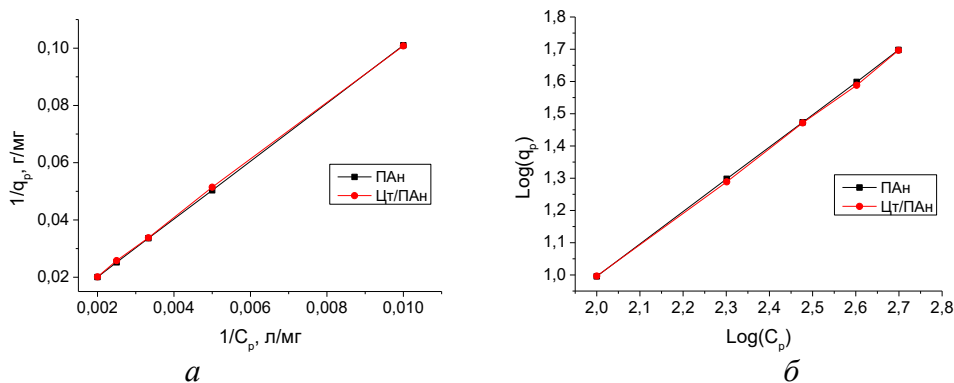


Рис. 2. Ізотерми адсорбції Cr(VI) зразками ПАН та Цт/ПАН: а – Ленгмюра; б – Фрейндліха

Аналіз СЕМ-зображень (рис. 3, а і б) зразків до і після адсорбції [2] показує, що зразки суттєво відрізняються. Збільшення концентрації Cr(VI) в початкових розчинах призводить до зміни морфології частинок адсорбентів після завершення адсорбції, що очевидно зумовлено впливом оксіаніонів  $\text{HCrO}_4^-$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_7^{2-}$ ,  $\text{CrO}_4^{2-}$  чи продукту їхнього відновлення, а саме Cr(III).

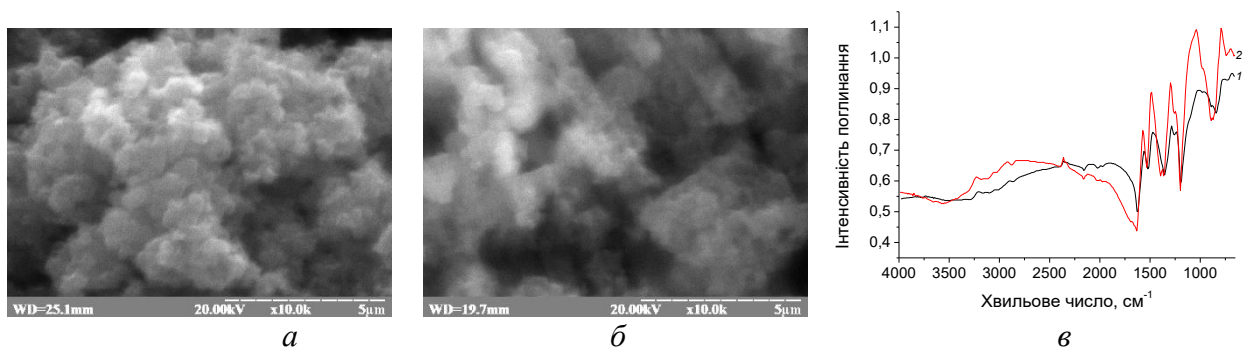


Рис. 3. СЕМ-зображення зразка Цт/ПАН до адсорбції (а) та після адсорбції (б) Cr(VI). ІЧ–ФП-спектри Цт/ПАН: 1 – до адсорбції; 2 – після адсорбції. Концентрація Cr(VI) в розчині до адсорбції 300 мг/л

Підтвердженням змін морфології зразка Цт/ПАН після сорбції є ІЧ–ФП-спектри цього зразка (див. рис. 3, в). Подібні зміни морфології зразків Цт/ПАН простежуються і для інших концентрацій Cr(VI) у вихідних розчинах [2].

Дослідження адсорбційної здатності зразків стосовно Cr(VI) із модельних водних розчинів показало високу ефективність композита Цт/ПАН. Для адсорбції Cr(VI) використовували зразки ПАН та композита Цт/ПАН, у яких поліанілін був допований у процесі синтезу, тобто без додаткової стадії промивання розчином H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>.

В перерахунку на вміст ПАН значення величини адсорбції Cr(VI) композитом становить ~60 мг/г. Отже, збільшенням вмісту цеоліту в композиті і зменшенням вмісту поліаніліну можна досягти ефективної сорбційної ємності стосовно оксіаніонів Cr(VI). Кінетика адсорбції Cr(VI) як зразком ПАН, так і зразком композита Цт/ПАН, підпорядковується моделі псевдо-другого порядку. Можна з високою достовірністю стверджувати, що адсорбція Cr(VI) відбувається за механізмами як неспецифічної (за допомогою електростатичних взаємодій), так і специфічної адсорбції (через хімічні взаємодії), тоді як контролюючою швидкістю стадією є як процес дифузії з розчину до поверхні частинок ПАН, так і дифузія в плівку поліаніліну на цеоліті.

Адсорбований Cr(VI) відновлюється емеральдиною сіллю ПАН до Cr(III), який міцно зв'язується макромолекулами ПАН, що забезпечує малі ризики його подальшого викиду в навколишнє середовище.

Пропонований адсорбент є простий в приготуванні, екологічний та економічно вигідний продукт.

- [1] Яцишин М., Макогон В., Ціко У., Решетняк О. // Праці НТШ. Хім. науки. 2018. Т. 53. С. 92-131.
- [2] Сидорко М., Нестерівська С., Яцишин М., Марчук І., Думанчук Н., Серкіз Р., Зелінський А., Решетняк О. // Вісн. Львів. ун-ту. Сер. хім. 2022. Вип. 63. С. 314-336.
- [3] Jin W., Du H., Zheng S., Zhang Y. // Electrochim. Acta. 2016. V. 191. P. 1044-1055.
- [4] Costa M., Klein C. B. // Crit. Rev. Toxicol. 2006. V. 36(2). P. 155-163.
- [5] Xia S., Song Z., Jeyakumar P. Xia P., Shaheen S. M., Rinklebe J; Ok S., Bolan N., Wang H. // Crit. Rev. Environ. Sci. Technol. 2019. V. 49(12). P. 1027-1078.
- [6] Zhitkovich A. // Chem. Res. Toxicol. 2011. V. 24. P. 1617-1625.
- [7] Gorny J., Billon G., Noiriel C., Dumoulin D., Lesven L., Madé B. // Environ. Rev. 2016. V. 24(I4). P. 503-516.

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ ПЛЮМБУМ ДИЙОДИДУ**  
студ. Скорубський Д.І.<sup>1</sup>, студ. Димарчук В.В.<sup>1</sup>, доц. Фурс Т.В.<sup>2</sup>, проф. Гулай О.І.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>- Волинський національний університет імені Лесі Українки, пр. Волі, 13, м. Луцьк, 43025,

<sup>2</sup>- Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, м. Луцьк

*e-mail: skorubskiydmitro@gmail.com*

Кристали діюдиду свинцю є перспективним матеріалом для виготовлення твердотільних напівпровідникових детекторів іонізуючого випромінювання. Великі масові числа атомів та значні міжшарові відстані у кристалах  $PbI_2$  зумовлюють стійкість до утворення дефектів при опроміненні великими дозами радіації, що значно посилює інтерес до практичного використання монокристалів.

Метою роботи було дослідження кристалічної структури та анізотропних властивостей плюмбум діюдиду, отриманого за модифікованим вертикальним методом Бріджмена-Стокбаргера.

Для вирощування монокристалів  $PbI_2$  з розплаву виготовлено ростову установку з програмованим блоком нагрівання і терморегулювання. За удосконаленою технологією вирощено монокристалічні зливки  $PbI_2$  з розплаву за методом Бріджмена діаметром 10-30 мм і довжиною до 100 мм. Методом рентгенівського фазового аналізу визначено 4Н політип отриманих кристалів, просторова група  $R-3m1$ , параметри ґратки –  $a$  4,5545(6),  $c$  6,983(1) Å. У межах шарового пакету діють сильні іонно-ковалентні зв'язки, а між шаровими пакетами, як правило, – більш слабкі зв'язки типу ван дер ваальсівських.[1]

Це зумовлює анізотропію фізичних властивостей, що підтвердили подальші дослідження фізичних властивостей у двох кристалографічних напрямках відносно осі  $c$  (паралельному і перпендикулярному). Мікротвердість свіжосколених зразків паралельно до осі  $c$  утричі менша, аніж у перпендикулярному напрямі. [2] Встановлено, що механічна обробка поверхні шліфуванням спричиняє збільшення твердості поверхні приблизно в 3–3,5 рази.

Дослідження електропровідності проводили вимірюванням вольт-амперних характеристик. Однак величина електропровідності уздовж шарів монокристалу  $PbI_2$  істотно (у 30-35 разів) більша, ніж у напрямку поперек шарів.

Це стало підставою для створення експериментальної установки детектора електромагнітного випромінювання і перевірки його чутливості. Вивчався вплив випромінювання з різних джерел на властивості монокристалів  $PbI_2$ . Лінійний вигляд вольт-амперних кривих змінюється, максимум змін виявлено при опроміненні лампою «Клістрон».[3]

Таким чином, підтверджено, що монокристали плюмбум (II) йодиду – перспективні матеріали для детектування електромагнітного випромінювання.

### **Список використаної літератури**

[1] Олексеюк І. Д., Парасюк О. В. Одержання і дослідження неорганічних напівпровідників: Лабораторний практикум. Луцьк: Ред.-вид. відд. “Вежа” Волин. держ. ун-ту ім. Лесі Українки, 2002. 280 с.

[2] Шемет В.Я., Гулай О.І. Хімія твердого тіла: Навчальний посібник. Луцьк: Вид. центр ЛНТУ, 2015. 226 с.

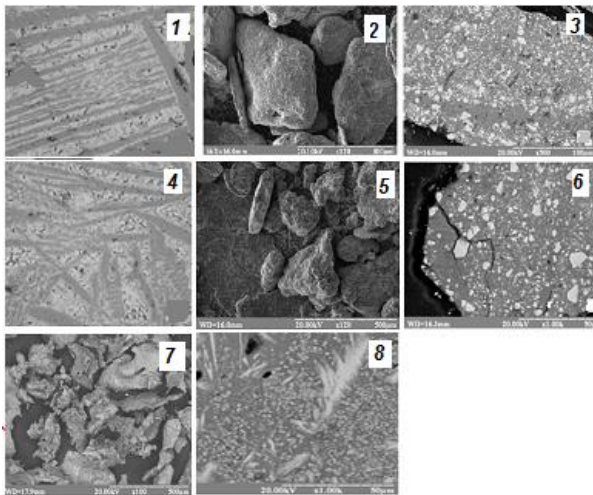
[3] Абрамов А.И., Казанский Ю.А., Матусевич Е.С. Физические основы работы детекторов ядерных излучений. Основы экспериментальных методов ядерной физики. М.: Атомиздат, 1997. С. 110-246.

**ЗАКОНОМІРНОСТІ КОМПАКТУВАННЯ ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-15Fe****асп. Тесля С. Ю., проф. Степанчук А. М., маг. Кружкова М. А.***Національний технічний університет України**«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона**teslasergij7@gmail.com*

Алюміній та його сплави знаходять широке застосування у різноманітних галузях промисловості для виготовлення виробів багатофункціонального призначення [1] – [3]. При цьому, залежно від призначення виробу, для його виготовлення використовують сплави алюмінію з Si, Cu, Fe, Mn, Mg та іншими елементами [3], які утворюють з ним тверді розчини, інтерметаліди та інші фазові складові. Змінюючи фазовий склад та морфологію фазових складових можна в широких межах змінювати властивості сплавів і виробів з них [2]. Особлива увага приділяється дисперсному зміцненню алюмінію. У цьому відношенні перспективними є сплави з залізом та перехідними металами. Так, наприклад, залізо взаємодіє з алюмінієм, і, залежно від складу і умов отримання, утворює ряд інтерметалідів  $Al_xFe_y$ , наявність яких зумовлює підвищення міцності сплаву [4]. Однак, ефект зміцнення можливо досягнути лише за умови знаходження інтерметалідів в структурі матеріалу в дисперсному стані. Одним з варіантів отримання матеріалів з такою структурою і виготовлення виробів з них є застосування методів порошкової металургії [1]. Останні передбачають використання для виготовлення виробів вихідних порошків основи і дисперсно-зміцнюючої фази з заданими властивостями, або порошків сплаву з заданою структурою, які у подальшому компактують (пресують та спікають). У роботі передбачалось вивчення процесів отримання матеріалу з сплаву алюмінію з вмістом заліза до 15 мас. % (далі Al-15Fe), який за даними робіт [1] – [5] відповідає умові максимального зміцнення у композиційних матеріалах.

Досліджувався процес компактування порошків отриманих різними методами. За одним з варіантів стружку отриману з виливків подрібнювали у кульовому та планетарному млинах протягом 20 год. і 4 хв, виходячи з передбачення, що  $Al_3Fe$  під час розмелювання буде диспергуватись (рис. 1, 1, 4, 3, 6). За іншим варіантом порошки отримували механічним диспергуванням розплаву сплаву Al-15Fe [1], [5]. При цьому виходили з передбачення, що за умов розпилювання буде мати місце висока швидкість охолодження продуктів диспергування [5] і, як наслідок інтерметалева складова буде кристалізуватись у дисперсному стані. (рис. 1, 7,8). Порошки отримані механічним розмелюванням мають конгломератну структуру яка складається з металевої матриці і частинок  $Al_3Fe$  з розміром 2-7 мкм (рис. 1, 3, 6). Порошки отримані диспергуванням розплаву мають середній розмір частинок 150 мкм. Їх структура складається з матриці алюмінію і включень інтерметалевих фаз ( $Al_6Fe$ ,  $Al_3Fe$ ) з розмірами 1-5 мкм. (рис. 1, 8).

Досліджувався процес пресування порошків з сплаву Al-15Fe на гідравлічному пресі за одностороннього навантажування. Вивчався вплив тиску пресування, який змінювали у межах від 200 МПа до 800 МПа на відносну щільність пресовок. Результати досліджень наведені на рисунку 2. Як видно з рисунку 2 найвищі показники щільності (98 %) мають зразки з порошків отриманих механічним диспергуванням розплаву за тиску пресування 800 МПа (рис. 2, 3). Порошки отримані механічним розмелюванням ущільнюються дещо гірше. За інших рівних умов максимальна щільність пресовок з порошків отриманих у кульових млинах складає 95%, а для отриманих у планетарних млинах 92 %. (рис. 2, 1-2). Отримані результати можна пояснити різним рівнем нагартування матриці сплаву і, як наслідок, рівнем її твердості залежно від методу отримання порошків. Останнє узгоджується з результатами проведених в роботі рентгеноструктурних досліджень. Так фаза алюмінію має відношчу деформацію 0,157 % та 0,131 % для планетарного та кульового млина відповідно і 0,10 % для механічного диспергування розплаву.



1, 4 – структура (x250) виливків 2, 3 – морфологія (x120) і структура (x500) порошку отриманого розмелюванням у кульовому млині;  
5, 6 – морфологія (120) і структура (x1000) порошку отриманого у планетарному млині;  
7, 8 – морфологія (x150) і структура (x1000)

Рисунок 1 – Морфологія і структура порошків

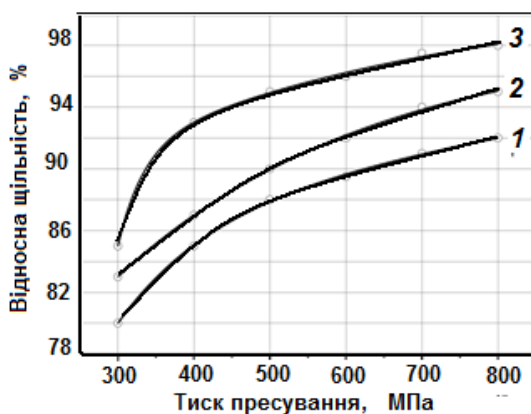


Рис. 2. Вплив тиску пресування на щільність порошкового сплаву Al-15Fe отриманого методами подрібнення в планетарних (1), кульових млинах (2) та механічним диспергуванням розплаву (3)

Таким чином, в роботі було досліджено закономірності пресування порошків сплавів Al-15Fe. Встановлено, що найвищу ущільнюваність мають порошки отримані механічним диспергуванням розплаву (98 %). Нижчі показники щільності для механічно подрібнених порошків обумовлено високим ступенем нагартування фази алюмінію, що ускладнює компактування порошкової суміші за рахунок пластичної деформації.

#### Література

1. Степанчук А.Н. Технология порошковой металлургии. Уч. пособие / А.Н. Степанчук, И.И. Билык, П.А. Бойко. – Киев : "Вища школа". – 1989. – 415 с.
2. Белецкий В. М. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов. – Киев : КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
3. Альтман М. Б. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы : Справочное руководство / М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян. – Москва : Металлургия, 1972. – 552 с.
4. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук / А. М. Степанчук. – Київ : Видавництво "Політехніка", 2006. – 353 с.
5. Teslia S. Microstructural evolution of Al-15Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization / S. Teslia, A. Stepanchuk // Intermetallics. - 2022. - Vol. 149. - 11 p. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107671>

# THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR Hg<sup>2+</sup> ELECTROCHEMICAL DETERMINATION AND ELIMINATION IN GALVANOSTATIC MODE, ASSISTED BY 2-MERCAPTOBENZIMIDAZOLE

V. V. Tkach<sup>\*1,2</sup>, M. V. Kushnir<sup>1</sup>, S. C. de Oliveira<sup>2</sup>, J. R. Garcia<sup>3</sup>, Y. G. Ivanushko<sup>4</sup>, O. V. Krupko<sup>4</sup>, O. P. Vitriak<sup>5</sup>, P. I. Yagodynets<sup>1</sup>, J. I. F. da Paiva Martins<sup>6</sup>, L. Vaz dos Reis<sup>7</sup>

<sup>1</sup>Chernivtsi National University, 58000, Kotsyubyns'ky Str. 2, Chernivtsi, Ukraine (E-mail: nightwatcher2401@gmail.com)

<sup>2</sup>Universidade Federal de Mato Grosso do Sul, Av. Sen. Felinto Müller, 1555, C/P. 549, 79074-460, Campo Grande, MS, Brazil

<sup>3</sup>Universidade Estadual de Ponta Grossa, Campus de Uvaranas, Av. Gal. Carlos Cavalcanti, 4748, 84030-900, Ponta Grossa, PR, Brazil

<sup>4</sup>Bukovinian State Medical University, 58001, Teatralna Sq., 9, Chernivtsi, Ukraine,

<sup>5</sup>Kyiv National University of Trade and Economics, 02156, Kyoto Str. 21, Kyiv, Ukraine

<sup>6</sup>Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 4200-465, Rua Dr. Roberto Frias, s/n, Porto, Portugal

<sup>7</sup>Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro, Quinta de Prados, 5001-801, Folhadela, Vila Real, Portugal

Mercury determination and demercurization are among the most important desintoxication processes in the world, and the electrochemical methods may be interesting for this purpose.

In this work, 2-mercaptobenzimidazole-assisted mercury ion electrochemical determination in galvanostatic mode is theoretically evaluated. In this case, 2-aminobenzimidazole forms a complex compound with mercury, leading to the simultaneous coordination and electrochemical polymerization. This process is interesting from both analytical and synthetical point of view (Fig. 1), as yields a highly conducting coating.

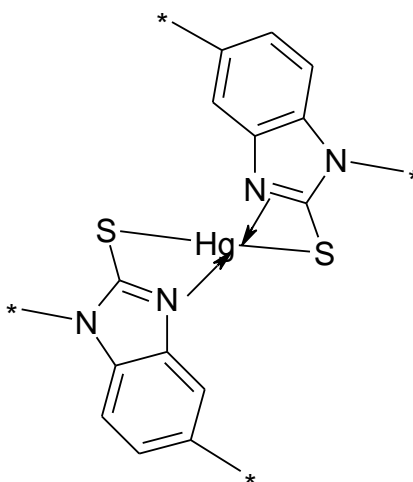


Fig. 1. The (electro)polymerized mercury complex of 2-mercaptobenzimidazole.

The mathematical model for this system confirms the efficiency of this system from both electroanalytical and electrosynthetical point of view.

**РІВЕНЬ ФЕРМІ В КРИСТАЛАХ CdSb<Te> ДО ТА ПІСЛЯ ГАММА-ОПРОМІНЕННЯ****проф. Федосов С.А.<sup>1</sup>, доц. Захарчук Д.А.<sup>2</sup>, доц. Замуруєва О.В.<sup>1</sup>, доц. Сахнюк В.Є.<sup>1</sup>**<sup>1</sup>Волинський національний університет імені Лесі Українки,  
вул. Потапова, 9, м. Луцьк, Україна, [zamuraeva.o@gmail.com](mailto:zamuraeva.o@gmail.com)<sup>2</sup>Луцький національний технічний університет,  
вул. Львівська, 75, м. Луцьк, Україна, [dima.zakharchuk@gmail.com](mailto:dima.zakharchuk@gmail.com)

Введення дефектів у кристалічну ґратку, а також різні фізико-активні впливи, в тій чи іншій мірі, змінюють такі важливі характеристики зонної структури напівпровідників, як ширина забороненої зони та положення рівня Фермі. Вивчення проблем штучного створення матеріалів з бажаними прогнозованими характеристиками зонного спектра є важливим при конструюванні різного роду напівпровідникових датчиків та пристроїв у зв'язку з жорсткими вимогами електронної техніки і новими можливостями мікро- та нанотехнологій.

При дослідженні зонної структури напівпровідників з глибокими рівнями важливим є визначення положення рівня Фермі залежно від температури, що дає корисну інформацію про розподіл носіїв заряду в енергетичних зонах. Рівень Фермі залежить від температури і концентрації носіїв заряду. Його положення може сильно змінюватися при введенні домішок, що створюють локалізовані стани, оскільки рівень Фермі визначає розподіл електронів по станах. Вводячи домішку, утворюються в забороненій зоні локалізовані стани, в яких можуть знаходитися як електрони, так і дірки. Перерозподіл електронів по станах при утворенні дискретних рівнів в забороненій зоні регулюється безпосередньо зміною положення рівня Фермі.

У напівпровідниках енергія Фермі визначається умовою розподілу електронів по рівнях енергії валентної зони, зони провідності і дискретних рівнях локалізованих станів. Розподіл електронів по станах описується рівнянням електронейтральності:

$$n + n_d - p - p_a = N_d - N_a = N_d' \quad (1)$$

Якщо виразити  $n$ ,  $n_d$ ,  $p$ ,  $p_a$  через  $E_F$ , то отримаємо рівняння, за допомогою якого можна визначити положення рівня Фермі в загальному випадку. Коли концентрації донорної  $N_d$  і акцепторної  $N_a$  домішки значно відрізняються, то напівпровідник поводить себе як напівпровідник з одним типом домішки.

Проводячи аналіз розв'язку (1), положення рівня Фермі у невідродженому напівпровіднику  $n$ -типу в інтервалі температур домішкової провідності описується:

$$E_F = \frac{E_C + E_d}{2} + \frac{kT}{2} \ln \left( \frac{n}{2N_C} \right), \quad (2)$$

$$E_F = E_C + kT \ln \left( \frac{n}{N_C} \right). \quad (3)$$

Використовуючи експериментально одержані залежності концентрації носіїв струму від температури  $n = f(10^3/T)$  (криві 1, 1' рис. 1а) та вирази (2) і (3), розраховано температурні залежності положення рівня Фермі  $E_F(T)$  для кристалів сурм'янистого кадмію легованого телуrom CdSb<Te>, з наявністю в забороненій зоні глибоких енергетичних рівнів (рис. 1б).

Як видно з рис. 1б, одержані залежності  $E_F(T)$  можна умовно поділити на три діапазони: область низьких температур, область виснаження домішки та область високих температур. При низьких температурах середня енергія теплових коливань ґратки значно менша за ширину забороненої зони, внаслідок чого ці коливання не можуть забезпечити суттєвого збудження електронів валентної зони та їх перехід у зону провідності. Проте необхідно відмітити, що цієї енергії виявляється достатньо для збудження та переходу в зону провідності носіїв заряду з глибоких енергетичних рівнів. Тому в області низьких температур відбувається збудження практично лише домішкових носіїв заряду.

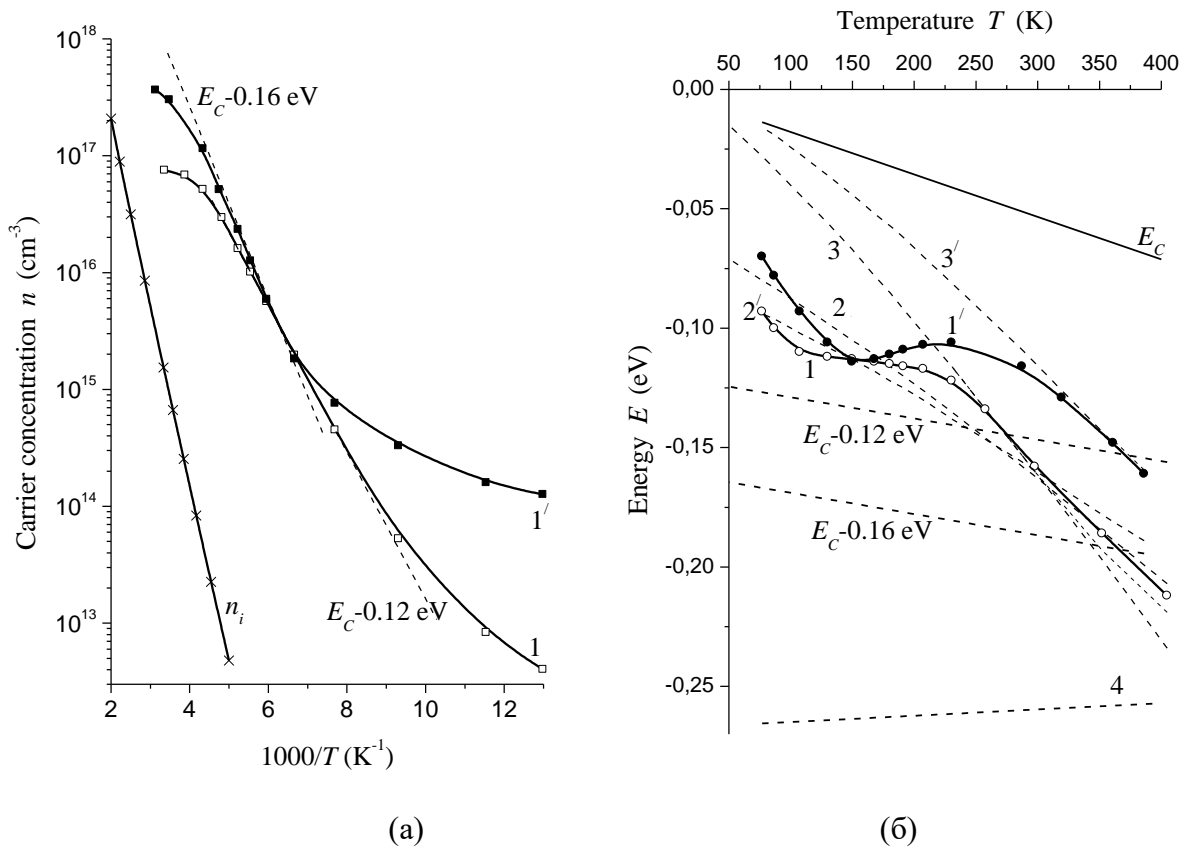


Рис. 1. Температурні залежності (а) концентрації носіїв струму  $n = f(1000/T)$  (б) положення рівня Фермі  $E_F = f(T)$  у  $n$ -CdSb<Te> при наявності глибоких енергетичних рівнів: 1 – неопромінену CdSb<Te> ( $E_C - 0,12$  eВ); 1' –  $\gamma$ -опромінену ( $\Phi = 10^{18}$  см<sup>-2</sup>) CdSb<Te> ( $E_C - 0,16$  eВ); 2-4, 2' -3' – розраховані граничні умови.

З підвищенням температури концентрація носіїв заряду в зоні провідності збільшується, а на глибоких рівнях зменшується, тобто вони виснажуються. При повному виснаженні домішки концентрація носіїв заряду в зоні провідності стає практично рівною концентрації донорної домішки. При подальшому підвищенні температури починається більш інтенсивне збудження власних носіїв, внаслідок чого рівень Фермі прямує в напрямку до середини забороненої зони.

Деяко інший хід залежності  $E_F(T)$  одержано для опроміненого  $\gamma$ -квантами <sup>60</sup>Co ( $\Phi = 10^{18}$  см<sup>-2</sup>) CdSb<Te>. У даному випадку спостерігається лише дві чітко виражені області. У першій (при відносно низьких температурах), як для CdSb<Te> до опромінення, відбувається збудження носіїв заряду з глибокого рівня, а у другій (при  $T > 200$  K) починається його виснаження. Наявність зсуву температури переходу від першої до другої області для опромінених кристалів в порівнянні з неопроміненими в область більш високих температур пояснюється іонізацією глибокого рівня  $E_C - 0,16$  eВ при вищих температурах, а ніж  $E_C - 0,12$  eВ.

Одержані результати мають практичне значення, зокрема для різноманітних розрахунків при пошуку функціональних матеріалів на основі контактних явищ, в яких використовуються значення рівня Фермі в залежності від температури.

## MICROSTRUCTURE OF THE HIGH-TEMPERATURE COMPOSITES OF THE $B_4C-(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ SYSTEM

PhD st. E. R. Ferkhatly, PhD, Ing. S. Ponomarchuk, Dr.Sci., Prof. Y.Zaulychnyi,  
Dr.Sci., Prof. Bogomol Yu. I.

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

37, Peremohy Ave, Kyiv, Ukraine, 03056

\*e-mail: elmiabdulla@gmail.com

**Annotation.** In this work,  $B_4C-23\text{vol.}\%$   $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  were produced by the floating zone method based on the crucible-free zone melting of compacted powders using powders of transition metal diborides as raw materials. The microstructure of the as-prepared alloys consists of a  $B_4C$  matrix uniformly reinforced by single-phase diboride fibers and lamellas. The X-ray phase analysis of the composites showed the presence of the following phases in the compositions:  $B_4C$  and high-entropy diboride  $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ . The effect of the crystallization rate on the structural-geometric characteristics was revealed.

Due to the unique combination of the properties, boron carbide is a suitable material for many applications in the industry [0]. However, the application of  $B_4C$  is limited due to difficulties in densification, low fracture toughness and low oxidation resistance [0]. To overcome these disadvantages, secondary phases, such as carbides ( $SiC$ ,  $TiC$ ), oxides ( $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ), and transition metal diborides ( $TMB_2s$ ,  $TiB_2$ ,  $ZrB_2$ ), are added to achieve better sintering ability, superior mechanical properties, and oxidation resistance [2, 3].

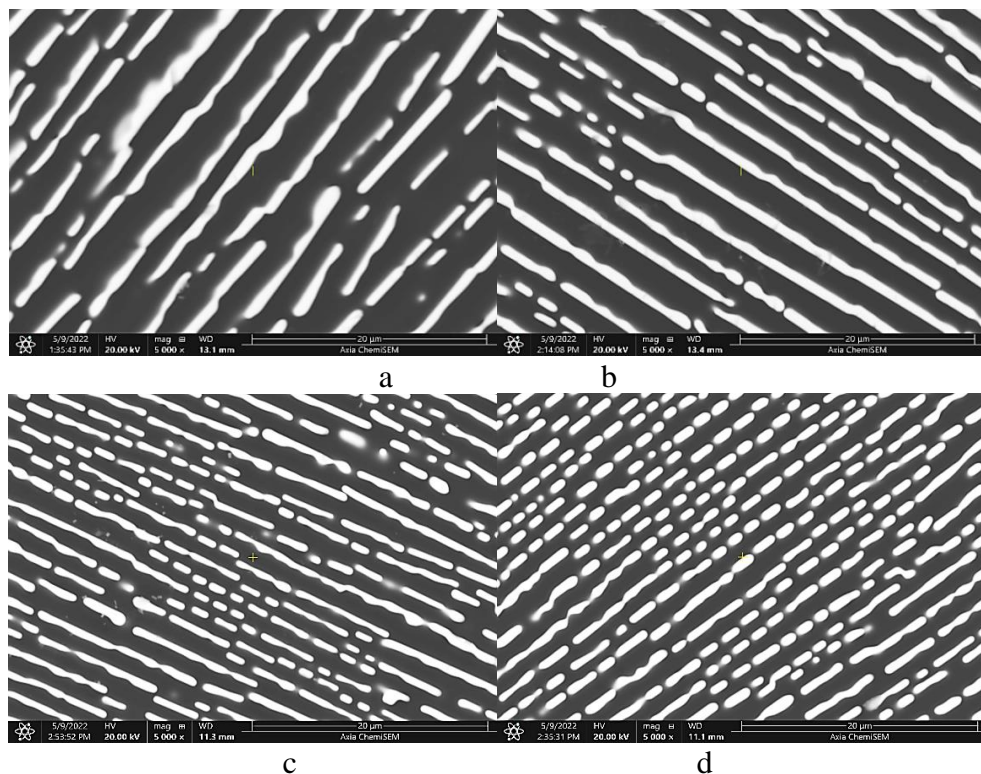


Fig. 1. Microstructure of the directionally solidified  $B_4C-(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  composites in cross-sections perpendicular to the growth direction: (a) 1 mm/min, (b) 2 mm/min, (c) 3 mm/min, and (d) 4 mm/min.

High entropy ultra-high temperature ceramics are the subject of increasing research activity. At present time high-entropy alloys (HEAs) with metal diborides are of great interest to material scientists since they are promising candidates for application at ultrahigh temperatures and in environments where high hardness is required [4].

The directionally solidified B<sub>4</sub>C-based ceramics B<sub>4</sub>C-(Ti,Zr,Hf,Nb,Ta)B<sub>2</sub> were prepared by the floating zone method based on the crucible-free zone melting of compacted powders. Commercial powders of B<sub>4</sub>C and transitional metals diborides (TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, HfB<sub>2</sub>, NbB<sub>2</sub> and TaB<sub>2</sub>) with technical purity were used as the initial materials. Four composites with the same composition and different crystallization rates (1, 2, 3, and 4 mm/min) were investigated. The microstructure consists of B<sub>4</sub>C matrix reinforced by single phase diboride fibers and lamellas. Studies of the microstructure of all as prepared alloys B<sub>4</sub>C-(Ti,Zr,Hf,Nb,Ta)B<sub>2</sub> obtained at different crystallization rates showed (Fig. 1) that they consist of a boron carbide matrix (a dark phase) uniformly reinforced with HEB (Ti,Zr,Hf,Nb,Ta)B<sub>2</sub> (light phases) lamellas and fibers. With an increase in the crystallization rate from 1 to 4 mm/min in the composite, the size of the inclusions and the distance between them become less, and their distribution in the matrix becomes more uniform (Fig. 2).

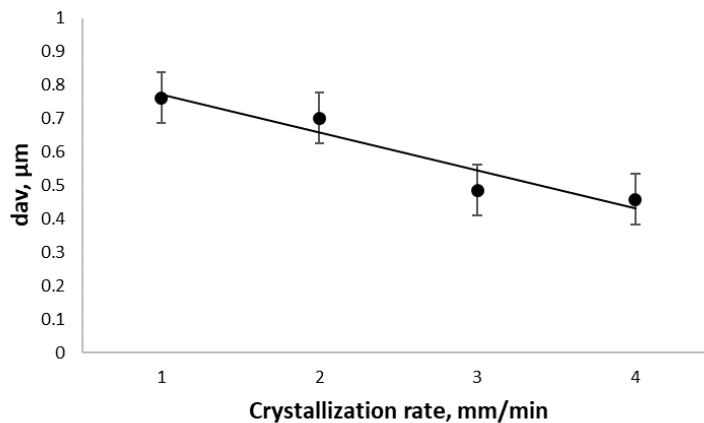


Fig. 2. Average size of HEB inclusions in the B<sub>4</sub>C-(Ti,Zr,Hf,Nb,Ta)B<sub>2</sub> composite versus crystallization rate.

## REFERENCES

1. Thevenot, F., Boron carbide—a comprehensive review, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 1990, vol. 6, no. 4, pp. 205–225.
2. Bogomol, I., Badica, P., Shen, Y., Nishimura, T., Loboda, P., and Vasylykiv, O., Room and high temperature toughening in directionally solidified B<sub>4</sub>C–TiB<sub>2</sub> eutectic composites by Si doping, *J. Alloys Compd.*, 2013, vol. 570, pp. 94–99.
3. Z. Qu, R. He, X. Cheng, D. Fang, Fabrication and characterization of B<sub>4</sub>C–ZrB<sub>2</sub>–SiC ceramics with simultaneously improved high temperature strength and oxidation resistance up to 1600°C, *Ceram. Int.*, 2016, vol. 42 (7), pp. 8000–8004.
4. High-Entropy Metal Diborides: A New Class of High-Entropy Materials and a New Type of Ultrahigh Temperature Ceramics / J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, S. Jiang, T. Hu, M.C. Quinn, W.M. Mellor, N. Zhou, K. Vecchio, J. Luo, *Sci. Rep.* – 2016. – Vol. 6. – P. 37946.

**ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$**   
**маг. Шигорін О. П., студ. Кушна М. І., доц. Новосад О. В., доц. Шигорін П. П.**

*Волинський національний університет імені Лесі Українки, пр. Волі, 13, м. Луцьк, 43025,  
 e-mail: Novosad.Oleksiy@vnu.edu.ua*

У роботі досліджувались термоелектричні та електричні властивості твердих розчинів  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  з вмістом 0, 20, 40, 60, 80 і 100 мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ . Проаналізовано залежності досліджених параметрів від компонентного складу  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$ .

В останні роки з'являються повідомлення про  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$  та  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$  як про матеріали, перспективні для термоелектричної генерації [1, 2]. Згідно з [1], для сполук  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$  термоелектрична добротність ( $ZT$ ) становила 0,74. У роботі [2] розглянуті електричні та термоелектричні властивості монокристалів  $\text{AgIn}_5\text{S}_8$  та  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$ . Наднизькі значення решіткової складової коефіцієнта теплопровідності, 0,29 Вт/м·К для  $\text{AgIn}_5\text{S}_8$  та 0,54 Вт/м·К для  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$  при  $T=1000$  К [2], свідчать про перспективність даних матеріалів для термоелектричної генерації [3] у високотемпературному інтервалі.

Для досліджень твердих розчинів  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  виготовляли зразки у формі правильних паралелепіпедів зі злитків, отриманих після вирощування. Із кожного такого монокристалічного злитка виготовляли 3-5 зразків. Розміри зразків становили  $(8-5) \times (2-1) \times (2-1)$  мм<sup>3</sup>. Для визначення коефіцієнта Зеебека використовувалось добре апробоване обладнання та загальновідомі методики досліджень. Тип провідності твердих розчинів  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  визначався термоелектричними методами. Більш детально методика вимірювання визначення коефіцієнта Зеебека та визначення типу провідності описана в [4]. Для вимірювань питомої електропровідності сполук використовували «Омметр цифровий Щ-34». Вимірювання питомої електропровідності проводились при  $T \approx 300$  К. Дослідження коефіцієнта Зеебека проводились в інтервалі температур  $T \approx 300-400$  К. Методика одержання  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  та деякі їх кристаліграфічні параметри представлені в [5].

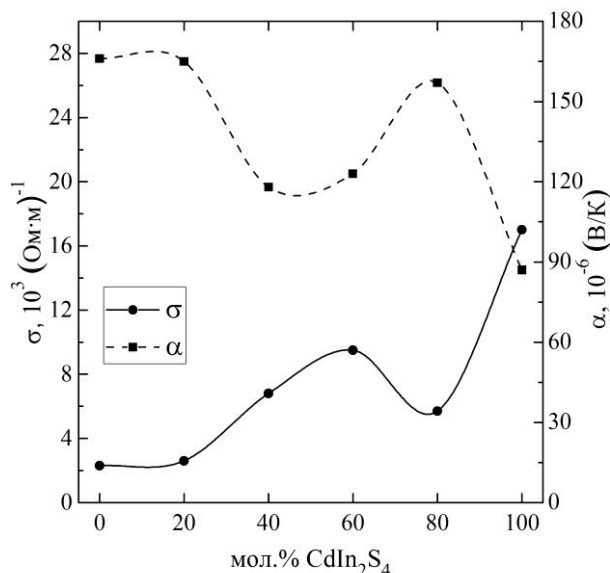


Рис. 1. Залежність коефіцієнта Зеебека та питомої електропровідності від складу твердих розчинів  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$ .

Тверді розчини  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  належать до напівпровідників n-типу провідності з питомим опором, значення якого при кімнатній температурі лежить в межах від  $4,4 \cdot 10^{-4}$  (Ом·м), для зразків з 0 мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ , до  $6 \cdot 10^{-5}$  (Ом·м), для зразків із 100 мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ . На рис.1 зображено залежність питомої електропровідності твердих  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  від вмісту  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ . Із представлених на рис.1 даних видно, що збільшення вмісту  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$  до 60 мол.% в  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  призводить до плавного зростання питомої електропровідності твердих

розчинів. Різке зменшення питомої електропровідності при вмісті  $\approx 60-80$  мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$  може обумовлюватись зростанням дефектності кристалічної решітки твердих розчинів даного компонентного складу, що призводить до зменшення рухливості вільних носіїв заряду.

На рис.1 графічно представлено залежність коефіцієнта Зеебека від складу  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$ . Особливістю представленої графічної залежності є різке зменшення коефіцієнта Зеебека  $\approx 20-60$  мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ . Цей важливий експериментальний факт потребує більш детального аналізу та теоретичного обґрунтування, що буде основою наших подальших досліджень. Великі значення коефіцієнта Зеебека  $\alpha \approx 86-166$  мкВ/К (Рис. 1.) дають можливість стверджувати, що сполуки  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$  можна віднести до матеріалів, перспективних для розробки термодатчиків. З рис.1. видно, що, змінюючи компонентний склад  $\text{CuIn}_5\text{S}_8\text{-CdIn}_2\text{S}_4$ , можна змінювати значення коефіцієнта Зеебека, питомої електропровідності та значення термоелектричної потужності.

Якщо за даними роботи [2] використати значення коефіцієнта теплопровідності  $\chi \approx 1$  (Вт/м·К) при  $T \approx 300$  К для  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$ , то можна оцінити термоелектричну добротність ( $ZT$ ) досліджуваних зразків. Такі розрахунки показують, що найвище значення  $ZT \approx 0,05$  матимуть сполуки з 60-80 мол.%  $\text{CdIn}_2\text{S}_4$ . Слід відмітити, що така оцінка є неточною та умовною.

1. Alzahrani, J., Al-Qaisi, S., Mahmood, Q., & Ghrib, T. First Principle Study of Structural, Electronic, and Optical Properties of  $\text{XIn}_2\text{S}_4$  ( $X = \text{Zn}, \text{Cd}, \text{Hg}$ ). *Journal of Materials and Physical Sciences*. 2021. Vol.2, №2. P. 69–77.

2. Rinkle Juneja, Abhishek K. Singh Rattling-Induced Ultralow Thermal Conductivity Leading to Exceptional Thermoelectric Performance in  $\text{AgIn}_5\text{S}_8$ . *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2019. Vol.11, № 37. P. 33894–33900.

3. Rowe D. M., Handbook of thermoelectrics. New. York, CRC Press, 1995.

4. Novosad O., Shygorin P., Bozhko V., Pishova P., Venhryn B., Goldun V. Electrical and Thermoelectrical Properties of  $\text{PbSe-AgSbSe}_2$  Monocrystals. Proceedings of 16th International Conference on Advanced Trends in Radioelectronics, Telecommunications and Computer Engineering, Lviv-Slavske, Ukraine, February 22–26, 2022, P. 798–801.

5. Kozer V.R., Parasyuk O.V. Phase equilibria in the quasi-ternary system  $\text{Cu}_2\text{S-In}_2\text{S}_3\text{-CdS}$ . *Chem. Met. Alloys*. 2009. №2, P. 102-107.

**ДОСЛІДЖЕННЯ ПЛІВКОУТВОРЕННЯ ПОЛІВІНІЛОВОГО СПИРТУ****Маг. Яблонський М., доц. Криховець О.В., доц.Слободяник В.В.***Українська академія друкарства,**вул. Під Голоском, 19, Львів, 79020, olexandrakrykhov@gmail.com*

Полівініловий спирт (ПВС)– це синтетичний полімер, який одержують методом гідролізу полівінілацетату, найчастіше дією розчину натрію гідроксиду в метанолі. Хімічна формула полівінілового спирту:  $(C_2H_4O)_n$ . Він являє собою гранули, кристали або порошок білого, жовтуватого кольору або безбарвні. Полівініловий спирт має відмінне плівкоутворення, емульгуючі і клейові властивості. Він також стійкий до масла, жиру та розчинників; має високу міцність і гнучкість на розрив, а також високі кисневі та ароматичні бар'єрні властивості. Тому полівініловий спирт має дуже широкий спектр застосування. ПВС використовують у виробництві водоемульсійних клеїв, для модифікації дисперсійних клеїв, як стабілізатор при водній полімеризації вінілацетату, як захисний колоїд, у целюлозно-паперовій промисловості, у косметології, як сировина у виробництві полімерів. ПВА застосовується в різних медичних програмах через його біосумісність, низьку тенденцію до адгезії білка та низьку токсичність. В даний час полімери на основі ПВА широко використовуються у виробництві добавок. Наприклад, роздруковані пероральні лікарські форми у форматі 3D демонструють великий потенціал у фармацевтичній галузі. Можна створити таблетки, завантажені ліками, із модифікованими характеристиками вивільнення лікарського засобу, де ПВС використовується як сполучна речовина [1].

Слід зазначити, що на сьогодні близько 20% ПВС, отриманого у виробництві, використовується для одержання пакувальної плівки. Плівка на основі ПВС характеризується прозорістю, відсутністю токсичності, хімічною стійкістю та міцністю. Змінюючи природу (вид) і кількість пластифікатора, можна отримувати плівку різної еластичності та міцності. Для покращання механічних властивостей плівки найчастіше використовують гліцерин, а для надання антисептичних властивостей плівці вводять йод (йодовані ПВС плівки), ацетилпіридинію бромід або інші придатні для цього речовини. Плівки використовуються для пакування фармацевтичних препаратів та харчових продуктів. ПВС стійкий до окислення, нетоксичний, добре розчиняється у воді. З метою розширення областей застосування плівок ПВС для надання водостійкості вводять зшиваючі агенти, піддають термо і УФ-обробці.[2, 3] Перспективним є створення полімерних композитів ПВС з нанонаповнювачами. У роботі [4] розглянули властивості плівок на основі полівінілового спирту та модифікованого монтморилоніту. У харчовій промисловості ПВС застосовують для зв'язування води, як глазууючий агент, як основа їстівних пакувальних плівок. Для покращення захисту та стійкості до зволоження харчових продуктів пропонуються плівки на основі ПВС з додавання полісахариду пулулану, крохмалю, целюлози з протеїнами. Автори [2] розглядають добавку природного походження пектин. Композитні матеріали на основі водорозчинного полівінілового спирту знаходять широке застосування і є перспективними для наукових досліджень.

Полівініловий спирт випускається під різними марками. Різні види маркованих засобів можуть відрізнятися складом і низкою фізико-хімічних параметрів. Варіюється рівень полімеризації та гідролізу. Різні водні розчини проявляють відмінні фізичні та хімічні властивості. Якщо розглядати назву тієї чи іншої марки, перша цифра буде говорити про в'язкості 4 % водного р-чину при  $t$  20 °С, друга – про ступінь гідролізу. При значенні останнього 86,5-96 моль% ПВС омилений частково, при 98 моль% - повністю. Використання водних полімерних дисперсій в якості плівкоутворюючих систем дозволяє зменшити навантаження на оточуюче середовище через їх нетоксичність і біорозкладання.

Метою нашої роботи є вивчення розчинності у воді та плівкоутворення полівінілового спирту різних марок. Як вихідні матеріали використовували ПВС наступних марок: Polyviol 6 04/140, Polyviol W 25/100, Polyviol M 13/140, ПВС 40/2, ПВС 55/12. При виготовленні 1%

розчинів наважку полімеру всипали у воду кімнатної температури і нагрівали на водяній бані при перемішуванні до повного розчинення. Розчини охолоджували до кімнатної температури. Розчини ПВС марок Polyviol 6 04/140 і ПВС 55/12 зберігали прозорість і гомогенність. У розчинах зразків Polyviol M 13/140 і ПВС 40/2 спостерігалось помутніння і візуальне збільшення в'язкості та менша розчинність серед досліджуваних полімерів. Для виготовлення плівок одержані розчини виливали на чашки Петрі та сушили при кімнатній температурі. Готові плівки відділяли від скляної підложки (рис.1).



Рис.1. Плівки на основі полівінілового спирту: 1- Polyviol 6 04/140, 2-Polyviol W 25/100, 3- Polyviol M 13/140, 4 - ПВС 55/12.

Отримані плівки практично прозорі, рівномірні за товщиною, м'які та еластичні на дотик. Товщина плівок вимірювалась за допомогою товщиноміра ИЗВ-2. Для досліджуваних зразків товщина плівок знаходилась в межах 0,10-0,15 мм.

#### Література

1. Фармацевтична енциклопедія / голова ред. ради та автор передмови В. П. Черних ; Нац. фармац. ун-т України. — 2-ге вид., переробл. і доповн. — Київ : МОРІОН, 2010. — 1632 с.
2. Чорна А.І., Шульга О.С., Арсеньєва Л.Ю., Кобилінський С.М., Гончаренко Л.А. Пакувальні біодеградабельні плівки на основі полівінілового спирту. Упаковка.— 2016.— №6.— С. 32 - 35.
3. Криховець О. В. Сучасні тенденції пошуку оптимальної полімерної плівкової упаковки / О. В. Криховець // Квалілогія книги. - 2019. - № 2. - С. 88–98.
4. Красінський В. В., Дулебова Л., Гайдос І., Іванух О. О. Дослідження нанокompозитів на основі полівінілового спирту методом диференційної скандувальної калориметрії. /Chemistry, Technology and Application of Substances. Vol. 4, No. 2, 2021 P.188-194.

## СИНТЕЗ ТА НЕЛІНІЙНО-ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СКЛОПОДІБНИХ СПЛАВІВ $Ga_2S_3-La_2S_3-Er_2S_3$

Асп. Яцинюк Т.К.<sup>1</sup>, проф. Галян В.В.<sup>1</sup>, проф. Іващенко І.А.<sup>1</sup>, доц. Кевшин А.Г.<sup>1</sup>,  
доц. Шевчук М.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> - Волинський національний університет імені Лесі Українки, пр. Волі, 13 м. Луцьк.

<sup>2</sup> - Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75 м. Луцьк.

*Yatsyniuk.Tetiana@vnu.edu.ua*

Значний інтерес науковців приділяється халькогенідним стеклам і кристалам, які можуть використовуватись в оптоелектронних приладах, зокрема, в керованих лазером електронних тригерах, датчиках температури, перетворювачах світла, підсилювачах сигналу в оптичному волокні, керованих оптичним полем модуляторах [1-3]). Особливий інтерес представляють стекла леговані рідкісноземельними металами (РЗМ), що зумовлено використанням їх локальної мікроскопічної гіперполяризованості.

Синтез стекол  $Ga_2S_3-La_2S_3-Er_2S_3$  проходив у такі етапи:

- нагрів шихти з вихідними компонентами до 400 К зі швидкістю 10 К/год і витримка при цій температурі 48 годин;
- подальший нагрів до температури 720 К зі швидкістю 10 К/год і витримка 48 годин;
- подальший нагрів до максимальної температури 1420 К і витримка 2 години;
- охолодження шихти до температури 870 К зі швидкістю 20 К/год, після чого проводився гомогенізуючий відпал 300 годин;
- гартування зразків у 25 % розчині NaCl з подрібненим льодом.

З огляду на вказані можливості стекол, було досліджено вплив домішок Er та La на нелінійно-оптичні властивості стекол на основі  $Ga_2S_3$ . У склоподібних сплавах  $Ga_2S_3-La_2S_3-Er_2S_3$  було створено просторову нецентросиметричність заряду методом когерентного лазерного опромінення із фундаментальною та подвоєною частотою. Показано, що халькогенідні стекла є ефективними нелінійно-оптичними матеріалами, в яких одночасно співіснують фотоіндуковані генерація другої гармоніки (ГДГ) та генерація третьої гармоніки (ГТГ).

Залежності вихідних сигналів ГДГ та ГТГ від потужності фундаментального лазерного променя свідчать, про відмінності з кристалом  $BiB_3O_6$ , як еталонного зразка [4], що обумовлено їхнім хімічним складом. Результати досліджень свідчать про те, що стимульована лазером ГДГ досягає 55% від еталонного кристалу [5].

Отже, залежно від керованої густини енергії фундаментального променя, можна змінювати інтенсивність ГДГ. Крім того, значення ГТГ (отримані без лазерної стимуляції) підтверджують можливість їх використання в якості матеріалів для індукованого лазером ГТГ. Співіснування фотоіндукованих ГДГ та ГТГ відкриває рідкісну можливість для їх застосування в оптоелектронних пристроях, які працюють одночасно для подвоєних та потрійних частотних сигналів.

1. Ebrahim-Zadeh M., Sorokina I. T. Broadband Mid-Infrared Solid-State Lasers. *Mid-Infrared Coherent Sources and Applications*. Spain, Barcelona : Springer. 2008. P. 225–260.
2. V. V. Halyan, I. V. Kityk, A. H. Kevshyn [and others]. Effect of temperature on the structure and luminescence properties of  $Ag_{0.05}Ga_{0.05}Ge_{0.95}S_2-Er_2S_3$  glasses / *J. Lumin.* 2017. Vol. 181. P. 315–320.
3. F. Désévéduy, G. Renversez, J. Troles [and others]. Chalcogenide glass hollow core photonic crystal fibers / *Opt. Mater.* 2010. Vol. 32. P. 1532–1539.
4. A. Majchrowski, M. Chrunik, I. V. Kityk [and others]. Photoinduced optical effects in rare earth doped  $\delta-BiB_3O_6$  / *Mater. Lett.* 2014. Vol. 122. P. 114–116.
5. A. M. El Naggar, A. A. Albassam, G. Lakshminarayana, V. V. Halyan [and others]. Exploration of Nonlinear Optical Features of  $Ga_2S_3-La_2S_3$  Glasses for Optoelectronic Applications / *Glass Phys. Chem.* 2019. Vol. 45. P. 467–471.

## Секція 2

### Новітні фізичні та хімічні методи дослідження і технології

УДК [548.55+ 544.236.2]: 546. 57+546. 681+546. 681+546. 23+546.667+546.657

#### ВИРОЩУВАННЯ КРИСТАЛІВ ТА ОДЕРЖАННЯ СКЛОПОДІБНИХ ЗРАЗКІВ

#### AgGaGe<sub>3</sub>Se<sub>8</sub>, ЩО ЛЕГОВАНІ Nd ТА Er

асп. О. Березнюк, інж. В. Панкевич, проф. І. Іващенко,

проф. В. Галян, проф. Л. Піскач, проф. Л. Гулай

Волинський національний університет імені Лесі Українки,

Україна, 43025, м. Луцьк, просп. Волі, 13

*ivashchenko.inna@vnu.edu.ua*

AgGaGe<sub>3</sub>Se<sub>8</sub> є стехіометричним складом великого твердого розчину (так звана тетрарна  $\gamma$ -фаза), який утворюється у системі AgGaSe<sub>2</sub>–GeSe<sub>2</sub>, існує при 720 К в інтервалі 65-88 мол. %, з максимумом плавлення при 995 К (SG *Fdd2*) [1].

В основі вибору методу та хіміко-технологічних умов отримання монокристалів лежав аналіз діаграми стану системи AgGaSe<sub>2</sub>–GeSe<sub>2</sub>. Враховуючи конгруентний характер плавлення тетрарної сполуки був використаний метод спрямованої кристалізації розплаву складів Ag<sub>94</sub>Ga<sub>94</sub>Ge<sub>282</sub>Nd<sub>4</sub>Er<sub>8</sub>Se<sub>770</sub> та Ag<sub>94</sub>Ga<sub>94</sub>Ge<sub>470</sub>Nd<sub>4</sub>Er<sub>8</sub>Se<sub>1146</sub>, який проводили у двозонній нагрівній установці з незалежним контролем температури. Використовували варіант контейнера з конусним дном. Процес вирощування проводився при таких параметрах:

- температура в зоні розплаву 1100 К;
- температура в зоні відпалювання 720 К;
- градієнт температури в зоні кристалізації 3-5 К/мм;
- швидкість росту 0,5 мм/год;
- час відпалу 250 год;
- швидкість охолодження до кімнатної температури 5 К/год.

Селенідні скла аналогічних складів Ag<sub>94</sub>Ga<sub>94</sub>Ge<sub>282</sub>Nd<sub>4</sub>Er<sub>8</sub>Se<sub>770</sub> та Ag<sub>94</sub>Ga<sub>94</sub>Ge<sub>470</sub>Nd<sub>4</sub>Er<sub>8</sub>Se<sub>1146</sub> одержували як і шихту монокристалів, однак від максимальної температури зразки масою 1 г гартували у воду з льодом.

[1] Parasyuk A. O., Fedorchuk A. O., Gorgut G. P., Khyzhun O. Y., Wojciechowski A., Kityk I. V. Crystal growth, electron structure and photo induced optical changes in novel Ag<sub>x</sub>Ga<sub>x</sub>Ge<sub>1-x</sub>Se<sub>2</sub> ( $x = 0.333, 0.250, 0.200, 0.167$ ) crystals // Opt. Mater. 2012. 35. 65-73. doi.org/10.1016/j.optmat.2012.07.002

**ВПЛИВ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУВАННЯ  
ЕПОКСИПОЛІМЕРІВ****доц. Боярська І.В., асп. Карбовський В.В.***Луцький національний технічний університет,  
43018, вул. Львівська, 75, м. Луцьк, boiarska\_inna@ukr.net*

Термічний вплив, що є технологічно обґрунтованим і проводиться під час або ж після формування, спричиняє підвищення ступеня зшивання матеріалу в зв'язку з протіканням релаксаційних процесів і супроводжується покращенням механічних властивостей полімерів.

Полімерна матриця отримує оптимальні фізико-механічні властивості при формуванні ступінчастим режимом тверднення. Проте оптимальні фізико-механічні властивості полімерна матриця отримує при формуванні зі ступінчастим режимом тверднення. Ступінчасте чи повільне охолодження затверділих полімерів забезпечує перегрупування надмолекулярних структур та значне зниження залишкових напружень у результаті релаксації напружень. Тому з метою отримання нових захисних покриттів на основі епоксидних матеріалів з високими фізико-механічними характеристиками було вирішено дослідити вплив температури і витримки в аеродинамічній печі на властивості епоксиполімеру та який вплив повітряний потік в аеродинамічній печі має на його ступінь структурування.

Формування зразків для досліджень заключалось в отриманні однорідної композиції до складу якої входили необхідні компоненти і в залежності від об'єму зразків розраховувався кількісний вміст твердника у масових частинах на 100 мас.ч. епоксидної смоли ЕД-20. За основу обрали епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), а в якості твердника – поліетиленполіамін – ПЕПА (ТУ 6-02-594-70).

Для забезпечення високої однорідності системи, на кожному етапі проводилось механічне вимішування композиції і уже в сформованому вигляді її наносили на підготовлену поверхню або заливали у спеціальні форми. Після тверднення поверхня попередньо оброблялась абразивом для досягнення необхідної шорсткості і знежирювалась ацетоном. Обробку уже готових зразків проводили у аеродинамічній печі [1].

Для проведення випробувань було використано п'ять режимів формування епоксиполімеру: формування на повітрі протягом 24 годин ( $t_K=18^\circ\text{C}$ ); формування в аеродинамічній печі протягом 8 годин з ввімкненим вентилятором без включення нагрівних елементів печі ( $t_K=30^\circ\text{C}$ ); формування в аеродинамічній печі протягом 2 годин з ввімкненим вентилятором та нагрівними елементами ( $t_K=50\dots60^\circ\text{C}$ ); формування в аеродинамічній печі без ввімкненого вентилятора протягом 4 годин ( $t_K=50^\circ\text{C}$ ); формування в аеродинамічній печі без ввімкненого вентилятора протягом 2 годин ( $t_K=40^\circ\text{C}$ ).

Якщо ж розглядати результати, які були отримані після досліджень ступеня структурування в епоксиполімері, то найвищі показники були зафіксовані для режиму №3, що пов'язано з утворенням максимальної кількості хімічних зв'язків та тепловим впливом. І зворотні результати були виявлені для режимів №1 та №2, так як температура теплового впливу була недостатньою. При режимі №4 спостерігається поступове зростання ступеня структурування зі збільшенням вмісту твердника. А для режиму №5 зафіксовано різке зростання ступеня структурування у 1,2 рази в інтервалі вмісту ПЕПА 11...13 мас.ч., яке зумовлене його підвищеним вмістом.

У даних дослідженнях було показано доцільність використання аеродинамічної печі при формуванні епоксиполімеру, так як вона призводить до покращення фізико-механічних характеристик за рахунок створення сприятливих умов для структурування матеріалу. І при опрацюванні результатів проведених досліджень було з'ясовано, що термічна обробка при режимі №3 забезпечує формування просторової сітки епоксиполімеру, порівняно з низькими внутрішніми напруженнями, що забезпечують високі фізико-механічні характеристики.

1. Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці: Підручник / Є.О. Джур, Л.Д. Кучма, Т.А. Манько та ін. . К.: Вища освіта, 2003 –

**ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ  
ХАРАКТЕРИСТИК ЕЛЕМЕНТІВ ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ**

доц.<sup>1</sup>М. В. Браїло, доц.<sup>1</sup>С. В. Якущенко, н.с.<sup>1</sup>А.В. Сапронова - PhD, асп. <sup>1</sup>К. Ю. Юренін,  
ст.<sup>2</sup>І. Клементьєв

<sup>1</sup>Херсонська державна морська академія

<sup>2</sup>Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

На сьогодні широкого використання набули полімери на основі епоксидних та поліефірних смол. Ці матеріали відрізняються простотою формування, можливістю керовано впливати на властивості та низькою собівартістю. Досліджено, що за рахунок введення добавок до епоксидних та поліефірних композитів можливе створення композитів із поліпшеними експлуатаційними характеристиками. Водночас виникає необхідність постійного вдосконалення складу та технології формування композитів для їх використання в сучасних транспортних засобах. Тому у роботі досліджено трибологічні властивості розробленого матеріалу з наповнювачами слюда – 20 мас.ч., нітрид бор гексагональний – 60 мас.ч.

Швидкості ковзання використовували  $v = 1,0$  м/с при питомому навантаженні 1 МПа. При дослідженні трибологічних властивостей композитних матеріалів порівняння проводили з епоксидною матрицею (коефіцієнт тертя –  $f = 0,39...0,41$ , робоча температура –  $T = 310...313$  К, шлях припрацювання  $l = 3900...4100$  м та інтенсивність зношування –  $I_m = 1,7...1,9$  мг/км). Результати дослідження трибологічних властивостей КМ, який випробовували при сухому терті, показали, що за вмісту слюди (20 мас.ч.) та h-BN (60 мас.ч.) матеріал характеризується зниженням коефіцієнту тертя від  $f = 0,39...0,41$  (для епоксидної матриці) до  $f = 0,14...0,16$  та зменшенням шляху припрацювання від  $l = 3900...4100$  м до  $l = 2800...3000$  м. Спостерігали підвищення інтенсивності зношування від  $I_m = 1,7...1,9$  мг/км до  $I_m = 13,9...14,10$  мг/км та, як наслідок, до розігріву КМ на цій ділянці до  $T = 460$  К. Надалі досліджували КМ при терті в мастильному середовищі. Встановлено, що коефіцієнт тертя такого матеріалу знижується до  $f = 0,05...0,06$ , але шлях припрацювання, порівняно із сухим тертям, підвищується до  $l = 3500...4000$  м. Інтенсивність зношування при граничному мащенні становила лише  $I_m = 0,27...0,30$  мг/км. Робоча температура при терті в мастильному середовищі становила  $T = 308...310$  К.

Висновки. Встановлено, що трибологічні властивості композитного матеріалу при сухому терті за вмісту слюди та h-BN поліпшуються порівняно з епоксидною матрицею: коефіцієнт тертя підвищується від  $f = 0,39...0,41$  до  $f = 0,14...0,16$ , шлях припрацювання знижується від  $l = 3900...4100$  м до  $l = 2800...3000$  м, проте інтенсивність зношування підвищується від  $I_m = 1,7...1,9$  мг/км до  $I_m = 13,9...14,10$  мг/км. Робоча температура підвищилась від  $T = 310...313$  К до  $T = 357...360$  К. Композит, який випробовували в мастильному середовищі характеризується наступними показниками: коефіцієнт тертя –  $f = 0,05...0,06$ , шлях припрацювання –  $l = 3500...4000$  м, інтенсивність зношування –  $I_m = 0,27...0,30$  мг/км, робоча температура становила  $T = 308...310$  К. Отримані результати дослідження трибологічних властивостей КМ дозволяють стверджувати про доцільність використання розроблених матеріалів у вузлах тертя механізмів, які працюють при мащенні мастилом.

## ПЕРЕХІД ВІД ПОРЯДКУ ДО ХАОСУ НЕСПІВМІРНОЇ НАДСТРУКТУРИ, ЯКА ОПИСУЄТЬСЯ ІНВАНІАНТОМ ЛІФШИЦЯ ЗА УМОВИ $N=3, 4, 5$ .

Асп. Вельгош А.С., магістр Копач А.О. керівник проф.Свелеба С.А.

*Львівський національний університет імені Івана Франка*

*вул. ген. Тарнавського, 107, 79017 Львів, Україна*

[incomlviv@gmail.com](mailto:incomlviv@gmail.com)

Кристали з неспівмірною фазою з пониженням температури внаслідок ангармонізму коливань основної ґратки і надструктури характеризуються виникненням гармонік. Збільшення кількості гармонік надструктури, приводить до зміни режиму надструктури від синусоїдального до солітонного. В ряді праць були проведені дослідження фазових портретів в координатах  $R, R'$  при різних значеннях анізотропної взаємодії, яка описується інваріантом Дзялошинського. Відомо, що із зменшенням температури в НС фазі зростає величина анізотропної взаємодії, яка особливо себе проявляє в солітонному та стохастичному режимах. Зміну параметра  $K$ , який описує анізотропну взаємодію, що визначається інваріантом Дзялошинського, можна розглядати як еквівалент зміні температури, оскільки зменшення температури супроводжується збільшенням величини анізотропної взаємодії. Отже даний параметр, і будемо розглядати, як основний параметр, що впливає на поведінку амплітудної і фазової функції неспівмірної надструктури. Важливу роль в динаміці поведінки неспівмірної надструктури відіграє і параметр  $(T)$  який описує далекодіючу взаємодію

Аналіз механізмів переходу від порядку до хаосу в реальних системах в різних моделях виявив універсальність щодо небагатьох сценаріїв переходу до хаосу. Перехід до хаосу може бути представлений у вигляді діаграми біфуркацій .

Тому метою даної роботи є побудова біфуркаційних діаграм, що представляють собою ілюстрацію виникнення хаосу методом подвоєння періоду для сегнетоеластичних кристалів з мультиплікацією елементарної комірки  $n=3$  та сегнетоелектричних кристалів з мультиплікацією елементарної комірки  $n=4$  і  $5$ . Для цього здійснювався розрахунок амплітудної функції неспівмірної надструктури, що описуються двома диференціальними рівняннями другого порядку [1].

Входження системи в непередбачуваний режим описується каскадом біфуркацій, які йдуть одна за одною. Каскад біфуркацій веде послідовно до появи вибору між двома рішеннями, потім чотирма і так далі, система починає коливатися в хаотичному, турбулентному режимі послідовного подвоєння кількості можливих значень. Будемо розглядати біфуркації подвоєння періоду та поява хаосу в точкових відображеннях. При зміні зовнішнього параметра  $K$  точкові відображення демонструють досить складну поведінку, яка стає хаотичною при досить великих  $K$ .

На рис.1 наведено діаграму функції відображення при зміні величини анізотропної взаємодії, яка описується параметром  $K$ , при постійному значенні далекодіючої взаємодії (параметра  $T$ ). Отримана діаграма функції відображення отримую лише свою адекватну залежність за умови коли логістичне відображення задається ітераційною формулою для біфуркації подвоєння.

Поведінка діаграму функції відображення при зміні величини анізотропної взаємодії, яка описується параметром  $K$ , при постійному значенні далекодіючої взаємодії  $T=0.01$  характеризується наявністю недорозвинутих станів, які можуть бути хаотичними. Це явище сильно пов'язано з кризами, які атрактор відчуває при зміні параметрів, і викликає зіткненням з межами басейну при зміні параметра нелінійності. В результаті хаотичний атрактор зникає відразу після його появи з каскаду подвоєння періоду. Зміни також відбуваються і з басейнами тяжіння і межами басейнів. Перші стають досить малими для більшості співіснуючих атракторів.

Зі збільшенням величини далекодіючої взаємодії (параметра  $T$ ) простежується чітко виражена періодичність в певній області даної діаграми. В даній області діаграми

простежуються процеси зародження періодичностей, кількість яких збільшується при збільшенні параметра  $K$ .

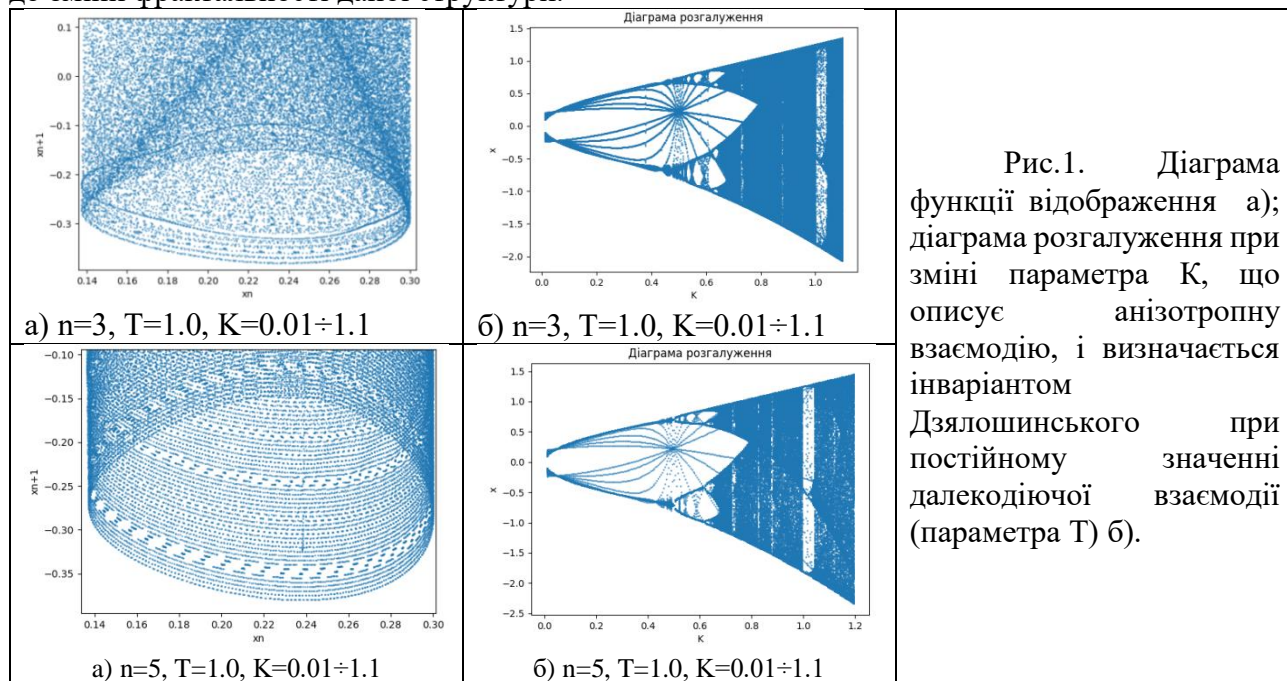
В залежності від значення параметра  $K$  відображення має різну кількість нерухомих точок. При  $0 < K < 0,4$  число нерухомих точок не змінюється, але обидві нерухомі точки є нестабільними. Оскільки відображення обмежене, то відсутність точкового атрактора означає утворення складнішого атрактора типу граничного циклу. Хоча саме відображення не має стійких нерухомих точок, його квадрат такі стійкі нерухомі точки можливо має. Тому на біфункційній діаграмі в цій області простежується розгалуження ліній. При значеннях параметра  $K > 0,4$  (рис. 1, б), граничний цикл втрачає стійкість. При таких значеннях параметра стійкі нерухомі точки потрібно шукати у відображеннях вищих порядків.

Ситуація з періодом граничного циклу відображень вищих порядків існує в певній області параметра  $K$ , а потім змінюється — відбувається ще одне подвоєння періоду, і так далі.

При значеннях параметру  $K > 0,7$  (рис.1,б) жоден із критичних циклів не має стабільності. З цього значення починається хаотична поведінка системи. Значення  $x_n$  змінюється без періодичності. Таких хаос називається детермінованим, оскільки існує чіткий строго визначений закон, за яким можна визначити значення змінної на будь-якій ітерації, починаючи від вибраного початкового значення, однак в її поведінці немає періодичності. Якщо в області стійкості й граничних циклів поведінка відображень слабо залежала від початкової точки, то в області хаосу мала зміна початкового значення призводить до значної зміни значення  $n$ -тої ітерації.

В області хаосу існують несподівані вікна, коли при певних значеннях параметру  $K$  поведінка відображення стає регулярною (рис. 1).

Беручи до уваги значення далекодіючої взаємодії, то при малих значеннях параметра  $T$  ( $T=0.01$ ) отримана діаграма розгалуження засвідчує виникнення нерозвинутого хаотичного стану при значеннях  $K < 0.4$ . Збільшення далекодіючої взаємодії на першому етапі супроводжується виродженням даного стану в стан який характеризується зменшення кількості біфуркацій при  $K > 0,4$ . Збільшення величини далекодіючої взаємодії не приводить до зміни фрактальності даної структури.



[1]. Розмірні ефекти в діелектричних кристалах  $[N(CH_3)_4]_2MeCl_4$  ( $Me = Cu, Zn, Mn, Co$ ) з неспівмірною фазою: монографія / І.М. Куньо, І.В. Карпа, С.А. Свелеба, І.М. Катеринчук. Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2019. 220с.

## ДИНАМІКА НЕСПІВМІРНОЇ НАДСТРУКТУРИ ЯКА ОПИСУЄТЬСЯ ІНВАНІАНТОМ ЛІФШИЦЯ ЗА УМОВИ $n=3$ .

Асп. Вельгош А.С., студент Свелеба Н. С. керівник доц. Катеринчук І.М.

*Львівський національний університет імені Івана Франка*

*вул. ген. Тарнавського, 107, 79017 Львів, Україна*

*incomlviv@gmail.com*

Неспівмірні надструктури є модельними об'єктом по дослідженні різних типів хаосу, що виникають в динамічних системах, а також різних процесів самоорганізації даної надструктури. Найбільшими представниками, які володіють неспівмірними надструктурами є діелектричні кристали, зокрема кристали групи  $A_2VX_4$ .

При фазовому переході вихідна-неспівмірна фаза ( $T_i$ ) виникає неспівмірна надструктура яка характеризується синусоїдальною модуляцією. Зі збільшенням анізотропної взаємодії, яка описується інваріантом Дзялошинського, проходить зміна режиму неспівмірної надструктури від синусоїдального до солітонного. Коли сила взаємодії між солітонами стає співмірною силі пінінгу останньої на дефектах і домішках, спостерігається виникнення стохастичного режиму неспівмірної надструктури з появою хаотичної фази.

В даній роботі розглянемо неспівмірну надструктуру яка характеризується просторовою модуляцією величини спонтанної деформації, та проведемо дослідження динаміки даної системи. Як відомо динаміка таких систем визначається параметрами  $T$  і  $K$ . Де параметр  $T$  визначає стійкість неспівмірної надструктури, а  $K$  характеризує анізотропну взаємодію, яка описується інваріантом Дзялошинського.

Для даної системи перший коефіцієнт Ляпунова є додатній, другий є від'ємний із незначним значенням його величини. Третій і четвертий показник є від'ємним. Слід зазначити, що вони проявляють виражену аномальну поведінку в околі при переході до хаосу. При  $K < 1$  (за умови  $T = 1.0$ , тобто стійкості неспівмірної надструктури) дана система характеризується одним позитивним значенням показника Ляпунова і трьома від'ємними значеннями. Причому третій показник приймає від'ємне значення, яке по модулю значно перевищує інші показники. Отже, сума всіх показників Ляпунова є від'ємною, то система характеризується граничним циклом.

Більш повну картину поведінки показників Ляпунова дають об'ємні діаграми, а саме залежній їх від параметрів  $K$  і  $T$ . На рис.1 наведено такі об'ємні діаграми поведінки показників Ляпунова, які засвідчують, що вже при малих значення  $K(K < 0.5)$  і  $T(T < 0.5)$  може спостерігатись перехід до гіперхаосу. Даний режим гіперхаосу, може характеризуватись двома і більше позитивними значеннями показників Ляпунова.

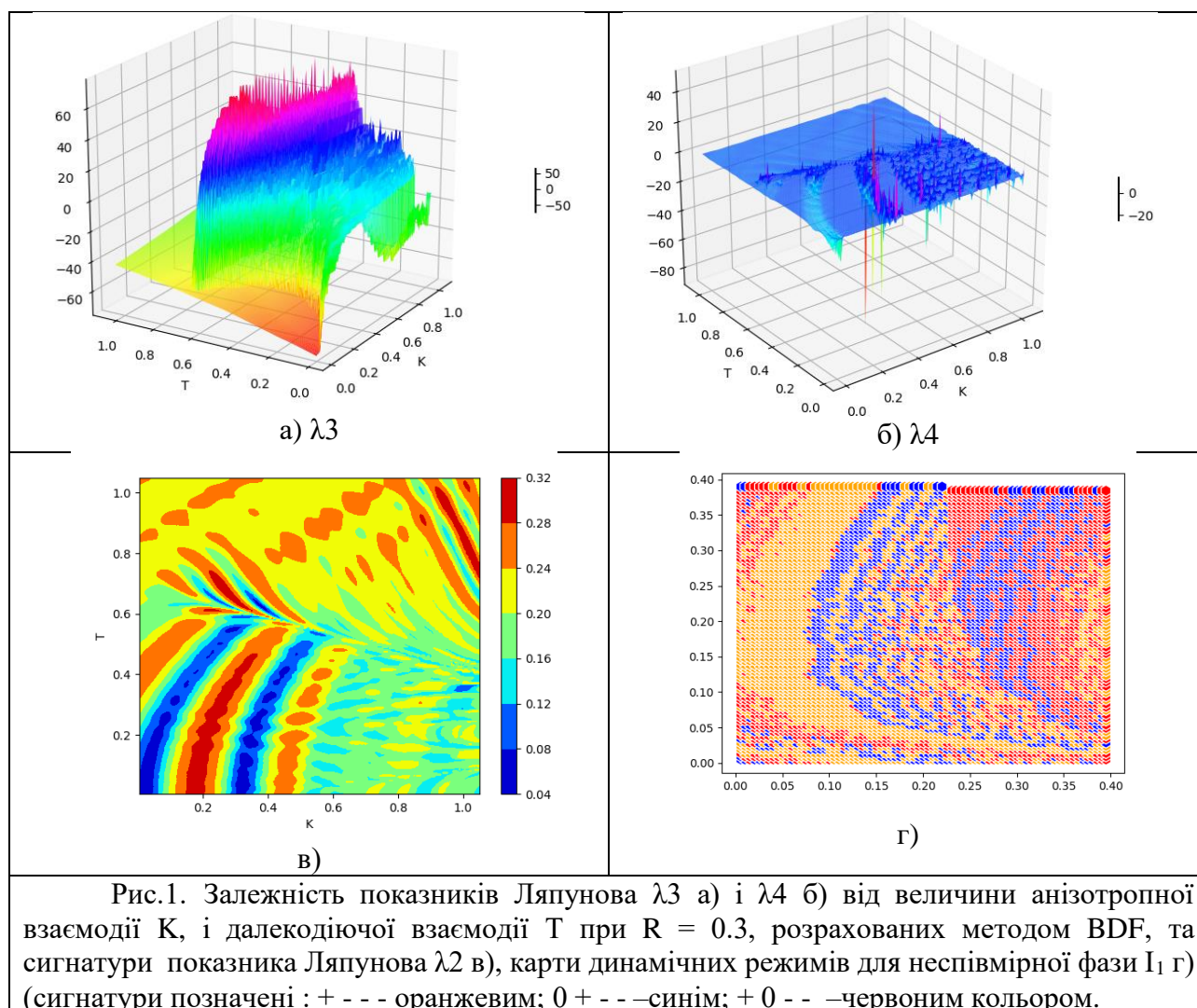
Отже неспівмірна структура характеризується, як система, що має граничний аттрактор. Для неспівмірної надструктури яка описується двохкомпонентним параметром порядку притаманний спектр показників Ляпунова, який характеризується постійним додатнім значенням першого показника Ляпунова. Сильно вироджена аномальна поведінка третього і четвертого показника Ляпунова, засвідчує, що неспівмірній надструктурі притаманний, як гіперхаос (описує появу хаотичної фази), так і квазістабільного стану з появою довгоперіодичних співмірних фаз.

Розглянемо поведінку хвильового вектора неспівмірності  $q$  від  $K$  (тобто залежність  $q$  від температури) при сталому значенні  $T$  ( $T=1.0$ ). Зі збільшенням величини параметра  $K$  спостерігається зменшення величини  $q$ . Дана залежність характеризується наявністю трьох інтервалів. Перший, це від  $T_i$  до  $T_1$  (тобто  $K=0 \div 0.6$ ), де залежність  $q$  від  $K$  є лінійною. При  $T_1$  простежується аномальна зміна поведінки хвильового вектора  $HC$  модуляції, і проходить перехід до другого інтервалу ( $K=0.7 \div 1.$ ). В даному інтервалі  $K$  швидкість зміни  $q$  від  $K$  збільшується, і дана залежність стає нелінійною. Перехід до третьої ділянки супроводжуються сповільненням зміни  $q \sim f(K)$ , та переходом до хаотичної поведінки ( $K > 1.2$ ). Отримана залежність  $q \sim f(K)$  є подібною до поведінки  $q \sim f(T)$  для кристалів сімейства  $(N[CH_3]_4)_2MeCl_4$ . Відмінність даної залежності спостерігається лише при переході від синусоїдального режиму

до солітонного ( $T_1$ ). Дана відмінність може бути пов'язана з переходом від однієї неспівмірної фази до іншої. Як відмічалось в праці,  $HC$  фаза ( $I$ ) в кристалі  $[N(CH_3)_4]_2CuCl_4$  ( $n=3$ ) є одна, але структура її різна ( $I_1$  та  $I_2$ ) в різних областях фазової діаграми.

За малих значень величини далекодіючої взаємодії ( $T < 0.6$ ) існує неспівмірна фаза  $I_1$ , а за  $T \geq 1.0$  – неспівмірна фаза  $I_2$ . Це одна і та сама неспівмірна фаза хоча поведінка амплітудної і фазової функції в них різна. При  $T = 0.6 \div 1.0$  простежується їх співіснування, що проявляється у відсутності аномальних змін  $q$  при переході від синусоїдального режиму  $HC$  модуляції до солітонного. За малих значень величини далекодіючої взаємодії ( $T < 0.6$ ) існує неспівмірна фаза  $I_1$ , а за  $T \geq 1.0$  – неспівмірна фаза  $I_2$ . Це одна і та сама неспівмірна фаза хоча поведінка амплітудної і фазової функції в них різна. При  $T = 0.6 \div 1.0$  простежується їх співіснування, що проявляється у відсутності аномальних змін  $q$  при переході від синусоїдального режиму  $HC$  модуляції до солітонного.

Дана поведінка хвильового вектору неспівмірності надструктури найшла своє відображення і на карті сигнатури показника Ляпунова  $\lambda_2$  (Рис.1, в). Карта динамічних



режимі в області параметрів існування неспівмірна фаза  $I_1$  характеризується дивним атрактором з одним позитивним показником Ляпунова (+, -, -, -) (Рис.1, г оранжевий колір), який є домінуючим.

## ЗМІНА МІКРОСТРУКТУРИ ДЕРЕВИНИ ПІД ВПЛИВОМ КИСЛОТНОГО СЕРЕДОВИЩА

ст. викл. Верешко О.В.<sup>1</sup>, проф. Гомон Св.Св.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> - Луцький національний технічний університет, e-mail: olegboremel@gmail.com

<sup>2</sup> - Національний університет водного господарства та природокористування, Рівне, Україна, e-mail: homonsviatoslav@ukr.net

Деревина – це анізотропний капілярно-пористий матеріал природного походження, який володіє більшою корозійною стійкістю до кислотних середовищ у порівнянні з іншими широко застосовуваними матеріалами, такими як бетон, цегла і т.п. Проте під час тривалого впливу на деревину кислотних середовищ в ній відбуваються певні зміни, в тому числі на мікроструктурному рівні, що впливають на фізико-механічні її характеристики [1].

Тому для вивчення зміни мікроструктури деревини під впливом кислотного середовища проведено дослідження зразків деревини сосни та берези під дією соляної, оцтової та молочної кислот.

Призми деревини сосни та берези перерізом 30x30x120 мм занурювались у розчини соляної (15%), оцтової (9%), та молочної (40%) кислот на термін 28 діб [2]. Після цього просушені зразки досліджувалися під мікроскопом. Досліджувалися як зміни на поверхні призми, так і в середині. Для цього призми розпилювалися вздовж по середині.

Дослідження виконувалися мікроскопом стереоскопічним МБС-10, який призначений для спостереження в тому числі об'ємних предметів. За технічними характеристиками цей мікроскоп має збільшення у 4x-100x крат.

Спочатку під мікроскопом досліджувалися вихідні зразки деревини сосни та берези (рис.1).



Рис. 1. Поверхня вихідних зразків деревини під мікроскопом: а) сосна, б) береза

Після цього досліджувалися просочені кислотами зразки на поверхні та всередині призми (рис. 2, 3, 4, 5).

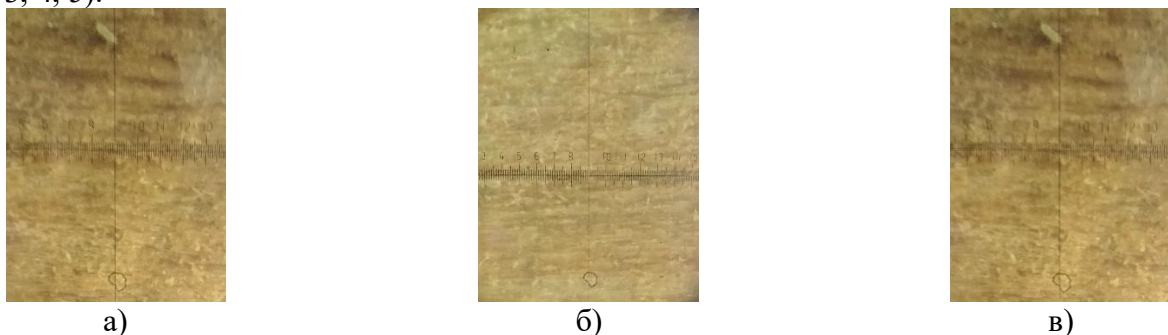


Рис. 2. Поверхня зразків деревини сосни під мікроскопом просочених: а) соляною кислотою (15%), б) оцтовою кислотою (9%), в) молочною кислотою (40%)

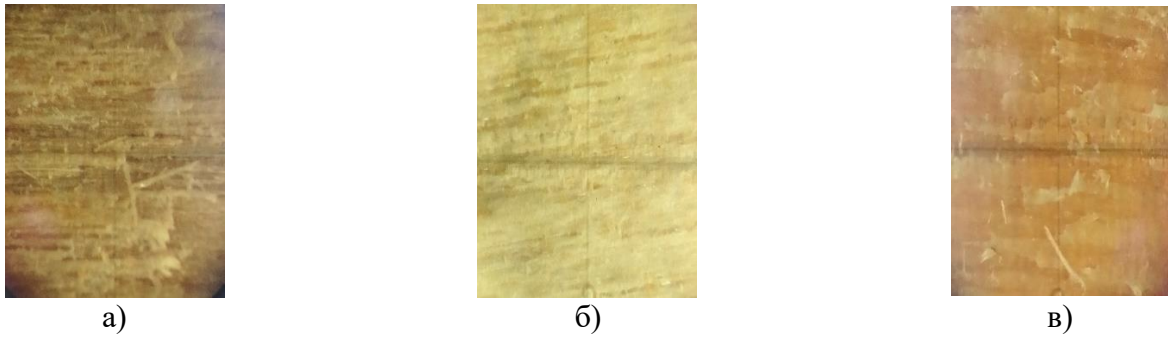


Рис. 3. Поверхня зразків деревини берези під мікроскопом просочених: а) соляною кислотою (15%), б) оцтовою кислотою (9%), в) молочною кислотою (40%)

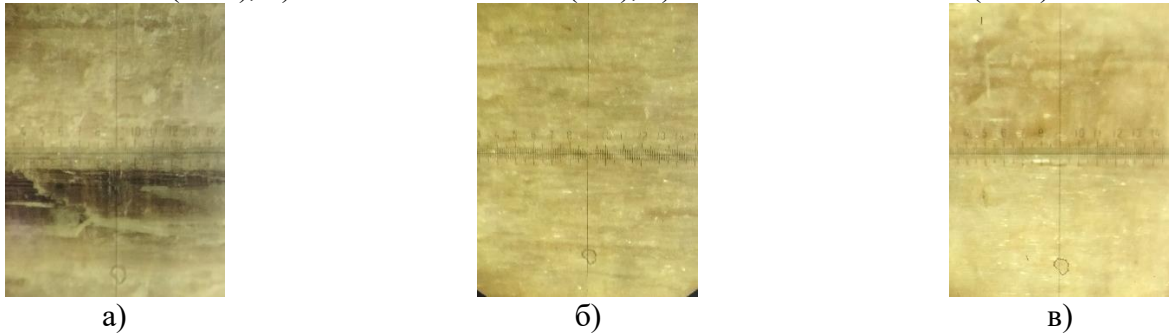


Рис. 4. Поверхня зразків деревини сосни під мікроскопом всередині призми просочених: а) соляною кислотою (15%), б) оцтовою кислотою (9%), в) молочною кислотою (40%)

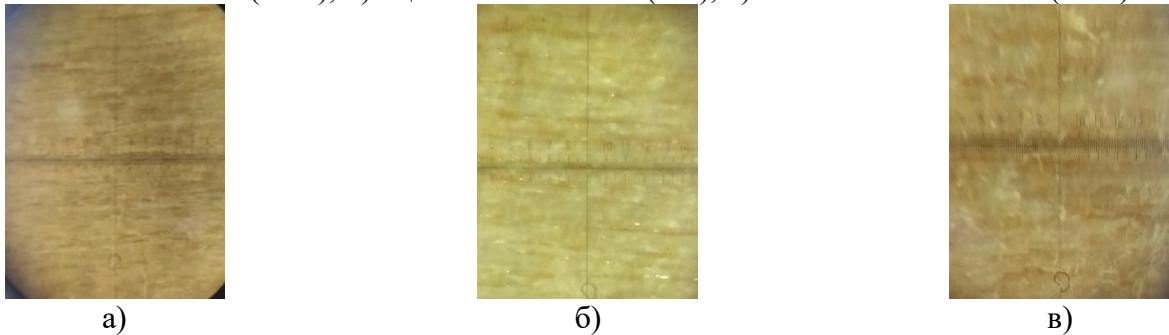


Рис. 5. Поверхня зразків деревини берези під мікроскопом всередині призми просочених: а) соляною кислотою (15%), б) оцтовою кислотою (9%), в) молочною кислотою (40%)

В результаті досліджень нами отримано зображення зразків деревини сосни та берези на поверхні та всередині призми просочених розчинами соляної (15%), оцтової (9%), та молочної (40%) кислот протягом 28 діб. На зображеннях чітко видно, які зміни відбуваються як на поверхні так і всередині призми у порівнянні із вихідними зразками. Однак вплив таких змін потребує подальшого дослідження.

#### Список використаних джерел

1. Верешко О.В., Гомон Св.Св., Гомон Св.Ст., Довбенко Т.О. Деформівні показники деревини берези та сосни під дією кислотних середовищ. Наукові нотатки. Луцьк: ЛНТУ, 2021. № 72. С. 175-179.
2. Гомон Св.Св., Савчук С.М., Верешко О.В., Кулаковський Л.Я. Методика експериментальних досліджень суцільної деревини на стиск уздовж волокон під впливом агресивного середовища. Ресурсоекономні матеріали, конструкції, будівлі та споруди. Рівне: НУВГП, 2021. Вип. 39. С. 57–62.

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ ТА ВІДПУСКУ НА ТВЕРДІСТЬ  
ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ 4Х5МФ1С**

доц. Гусачук Д.А., ст. Шевчук Б.В, асп. Карпюк М.М.

*Луцький національний технічний університет, mpfkm@lntu.edu.ua*

Інструментальна сталь 4Х5МФ1С знаходить використання для робочих деталей штампів гарячого деформування, ножів різки металопрокату та форм лиття під тиском [1, 2]. Виготовлення рівчакових вставок та форм для лиття є дорогим процесом, а тому підвищення стійкості робочих поверхонь інструменту з цієї сталі є актуальним завданням.

Метою роботи було встановити вплив температури нагріву 1050...1150 °С при загартуванні зразків зі сталі 4Х5МФ1С з різним типом структури на рівень зміцнення їхньої поверхні після проведення високої відпустки при температурі 500...650 °С.

Для виготовлення штампувального інструменту часто застосовують ковани та литі заготовки інструментальних сталей [3]. В дослідженнях застосовували зразки литої сталі 4Х5МФ1С, у вигляді кубиків, розмірами 40х20х20 мм, які проковували в проміжку 1150...850 °С. Проковування здійснювали шляхом обтискання на гідравлічному пресі за схемою кування заготовок для штампів гарячого деформування. Така обробка знімала неоднорідність литої сталі (рис. 1). Твердість сталі, яку вимірювали за методом Розвела, для кованих зразків становила 40...42 НRC, що менше в порівнянні з литим станом. Також за значеннями твердості, опосередковано, оцінювали здатність чинити опір сталі стиранню, після проведення зміцнюючої термічної обробки.

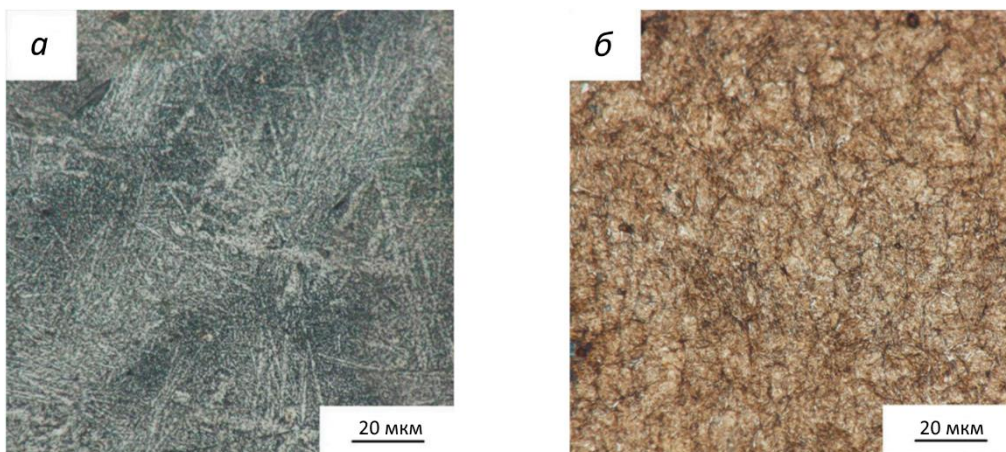
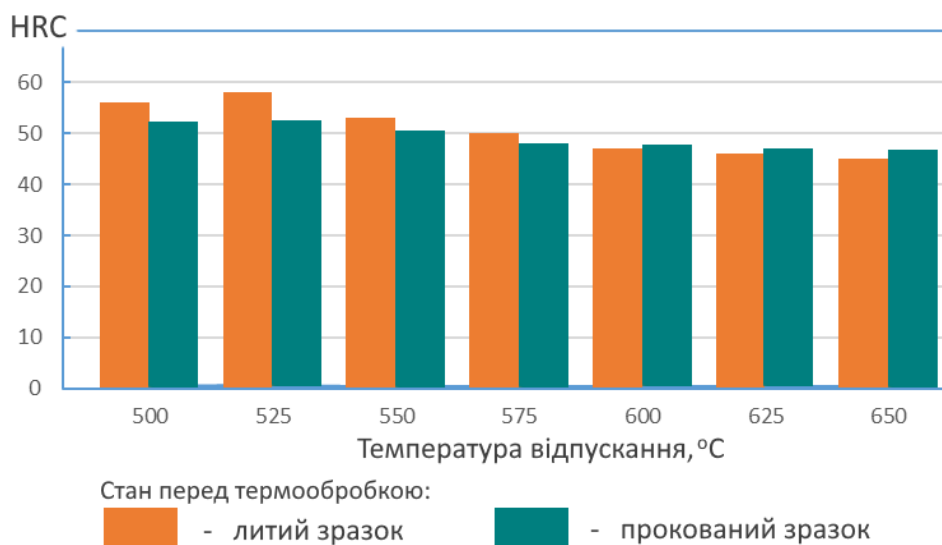


Рисунок 1 – Структура зразків сталі 4Х5МФ1С в литому стані (а) та після проковування (б)

Термічну обробку зразків проводили у муфельній печі з гартуванням в оливі та наступним відпусканням. Температуру гартування змінювали в межах 1050...1150 °С, та відпуску – 500...650 °С, з часом витримки 1,5 години. Твердість вимірювали після зачистки до свіжого металу.

Встановлено, що нагрівання до температури 1150 °С і витримка протягом пів години для зразків перед їх гартуванні в оливі забезпечують отримання необхідного рівня твердості сталі 4Х5МФ1С на поверхні всіх видів заготовок при відпусканні за температур 650 °С протягом 1,5 год. Отримані значення ті самі або навіть трохи вище, ніж для зміцнення швидко охолодженої виливки під час кристалізації, причини якого описані в роботах інших авторів [2]. За результатами проведеного термічного зміцнення заготовок зі сталі 4Х5МФ1С різних товщин і способів їх отримання видно, що найбільш ефективним з точки зору підвищення твердості та теплостійкості є саме цей спосіб (табл. 1). Навіть після відпускання при температурі 650 °С протягом двох годин отримувана твердість на поверхні зразків для

досліджуваної сталі: не менше 45 HRC. Це забезпечує достатню контактну міцність та стійкість робочих поверхонь штампів гарячого деформування та форм лиття під тиском.



Мікроструктура сталі після проведення загартування в маслі від температури 1150 °C і відпустки достатньо однорідна і придатна при використанні в якості матриць і пуансонів прес-форм лиття виробів з алюмінієвих сплавів. Для підвищення ресурсу роботи також можливе проведення додаткового дифузійного карбонітрування в обмазці при температурі 520 °C робочих поверхонь після відпуску матриць та пуансонів.

Режим термічного зміцнення забезпечує при нагріванні до 1150 °C більше розчинення вихідної матричної структури сталі 4X5MФ1С в поковках, зміна її морфології в результаті загартування в оливах і дозволяє досягти більшого ефекту підвищення твердості при подальшому відпусканні. Одночасно запропонований режим нагрівання при загартуванні повинен забезпечувати вирівнювання мікроструктури сталі в зовнішніх шарах деформованих заготовок після відпуску і відповідно на робочих частинах матриць і пуансонів штампів та прес-форм лиття.

Запропоновано оптимізований режим термічної обробки, що включає загартування в олії від температури 1150 °C і відпустку при температурі 500...650 °C протягом 1,5...2,0 год і дозволяє достатньою мірою підвищити рівень зміцнення сталей типу 4X5MФ1С у литих та кованих заготовці. Цей режим може бути використаний і для термічного зміцнення деталей із сталі 4X5MФС. Ефект підвищення рівня зміцнення викликаний більш повним розчиненням вихідної матриці сталі внаслідок високотемпературного нагрівання при 1150 °C порівняно з загальноприйнятим нагріванням при 1050 °C. Більш рівномірні значення твердості після відпускання гартованої сталі властиві для попередньо прокованих зразків, що може бути рекомендацією для покращення стійкості функціональних поверхонь штампувального інструменту, виготовленого з інструментальної сталі 4X5MФ1С.

### Список використаних джерел

1. Інструментальні штампіві сталі для гарячого деформування (огляд) / К. О. Гогаєв, О. М. Сидорчук, О. К. Радченко // *Металознавство та обробка металів*, 2016. - № 3. - с. 18-24.
2. Сидорчук О. М. Властивості штампової сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів, *Вісник ВПІ*, вип. 1, Лют. 2021. – С108-112. <https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-154-1-108-112>.
3. Аналіз структури та властивостей сталі 4X5MФ1С для поковок спецпризначення / В.В.Довженко, Ю.М.Ушаков, Т.П.Карпова // *Збірка тез доповідей Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів і молодих учених.*: Дніпро, НМетАУ, 2017 - С.81.

## ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕРЕВИНИ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ЕКОЛОГІЧНОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ

доц. Довбенко Т. О., проф. Гомон Св.Св.

Національний університет водного господарства та природокористування, Рівне, Україна,  
e-mail: [homonsviatoslav@ukr.net](mailto:homonsviatoslav@ukr.net)

Особливим та надійним конструкційним матеріалом є деревина, яка має ряд переваг середмісних, експлуатаційних, деформативних властивостей тощо. Проте такий вид будівельного матеріалу найбільше піддається значному негативному впливу атмосферних і біологічних факторів (вологість, УФ-випромінювання, вітер, температура, грибки, бактерії, комахи, механічні дії та ін.). Для захисту деревини, покращення її властивостей та надання привабливого зовнішнього вигляду, використовують захисні покриття [1].

Пропонуємо проаналізувати вплив олійних покриттів. Відомо, що найбільш затребувані для захисту деревини лляна та конопляна олії, які відрізняються високим вмістом гліцеринових сполукта ліноленової кислот, а також активно застосовують тунгову та дігтярну [2,3]. Просочувальні масла для роботи по дереву володіють високими антисептичними властивостями, вони глибоко проникають в структуру деревини, роблячи її поверхню еластичною. Покриття з олії перешкоджають висиханню матеріалу, не закупорюють пори, що дає можливість контролювати вологість деревини. Ще однією перевагою олій для захисту матеріалу є її нешкідливість для оточуючих і екологічний спосіб покриття.

При цьому, при обробці матеріалу масляними захисними покриттями, необхідно врахувати щільність деревини.

Крім того, поряд з олійними покриттями активно використовують вошіння - найдавніший спосіб захисту дерев'яних виробів від проникнення вологи. Віск проникає крізь пори деревини і надає йому матовості. Основним недоліком обробки воском є відсутність «дихання» деревини. Проте вошіння потребує значних затрат зусиль, тому просочення дерев'яних конструкцій олійними складами вважається оптимальним варіантом його захисту.

Практика показує, що використання воску в чистому вигляді є недоцільним, тому його розчиняють в оліях. Найкращі композиції віск-лляна олія, крім того вводять інші добавки (скипидар). Проте такий комплексний матеріал (віск-лляна олія) для ефективного нанесення, потребує нагріву. Після чого теплу масу наносять вздовж волокон деревини (4-5 разів), при цьому висихання поверхні триває 2-3 дні.

Найкращим варіантом для більшості порід деревини є універсальні масляні склади, які мають розширений спектр впливу.

В подальшому ми спробуємо провести такі експериментальні дослідження для захисту від вогню, вологи, комах, бактерій та одночасно підвищити міцнісні і деформівні властивості листяних та хвойних порід деревини з різними модифікаторами. При цьому застосовуючи різні способи модифікації.

### Список використаних джерел

1. Бехта П.А. Технологія деревинних композиційних матеріалів: Підручник. Київ: Основа, 2003. 336 с.
2. Манзій С.О., Панов В.В., Орловський Ю.І. Модифікування деревини. Навчальний посібник для ВНЗ. Львів: ІЗМН, 2002. 106 с.
3. Довбенко Т., Гомон Св.Св. Особливості обробки деревини натуральними модифікаторами. Теорія і практика розвитку агропромислового комплексу та сільських територій: матеріали XXIII міжнародного науково-практичного форуму, 4-6 жовтня 2022 року, м. Дубляни. Львів: ЛНУП, 2022. С. 542-544.

**МЕТОДИ ВИРОЩУВАННЯ СИНТЕТИЧНИХ КРИСТАЛІВ****ст. А. Дорошенко, доц. В. Шемет***Луцький національний технічний університет,  
вул. Львівська, 75, 43018, м. Луцьк, Україна*

Штучні кристали мають широку галузь застосування, від ювелірних виробів, до мікроелектроніки, від медичних приладів та протезів, до військових розробок. Штучні кристали та методи їх вирощування є актуальною темою, оскільки їх сфера застосування постійно збільшується.

Існують багато різних методів вирощування штучних кристалів. Найширше застосовуються в промисловості одержали методи вирощування кристалів з розплаву. Їх зміст полягає в тому, що початковий матеріал спочатку розплавляють, а потім кристалізують в ретельно контрольованих умовах. Залежно від способів створення температурного градієнта (або відведення тепла від кристала, що росте), а також від того, як ведеться кристалізація в тиглі або без тигля, серед методів вирощування кристалів з розплаву розрізняють безтигельні методи полум'яного плавлення (метод Вернейля і його модифікації); метод плаваючої зони; тигельні методи витягання кристалів (Наккена, Кірапулоса і Чохральського); методи направленої кристалізації (Бриджмена-Стокбаргера, Чалмерса і зонної плавки) і метод гарнісажу. Розглянемо кілька методів вирощування штучних кристалів, які використовують для вирощування синтетичних аналогів ювелірного каміння.

Метод Вернейля полягає в наступному: до пальника з направленим вниз соплом через зовнішню трубу підводиться водень, а через внутрішню - кисень. В потік кисню подається подрібнений порошок оксиду алюмінію зернистістю близько 20 мкм, одержаний прожарюванням алюмоаміачних квасців; порошок нагрівається до певної температури і потім потрапляє у воднево-кисневе полум'я гримучого газу, де розплавляється. Внизу, під соплом, розташовується стрижень із спеченого корунду, що виконує роль кристалоносця. На нього стікає розплавлений оксид алюмінію, утворюючи кульку розплаву. Стрижень кристалоносця поступово опускається із швидкістю 3-10 мм/ч, при цьому розплавлена частина корунду, що росте, постійно знаходиться в полум'ї. Діаметр кристалів ("бульок"), що утворилися, звичайно досягає 20 мм, а довжина - 50-80 мм, іноді їх розмір набагато більше. Додаванням домішок різних хромофорів добиваються широкого спектру забарвлень синтетичного корунду (для отримання червоного кольору додають іони  $\text{Cr}^{3+}$ , синього  $\text{Ti}^{4+}$  та  $\text{Fe}^{2+}$ ).

За методом Чохральського розплав речовини, з якої передбачають кристалізувати камені, поміщають у вогнетривкий тигель з важко плавкого металу - платини, родію, іридію, молібдену чи вольфраму - і нагрівають у височастотному індукторі. В розплав на витяжному валу запускають затравку з матеріалу майбутнього кристалу, з якої вирощується синтетичний матеріал до потрібної товщини. Вал із затравкою поступово піднімають вгору зі швидкістю 1-5 мм/год, одночасно обертаючи його із частотою 30-50 об/хв. Це робиться для того, щоб вирівняти температуру розплаву і забезпечити рівномірний розподіл домішок. Діаметр кристалів сягає 50 мм, довжина - до метра. Так вирощують ітрій - алюмінієвий гранат (ІАГ), гадоліній-галієвий гранат (ГГГ - з 1975р.), а також корунд, хризоберил, ніобіт літію та ін.

Метод зонної плавки застосовується для синтезу ІАГ, корунду, тощо. В процесі вирощування кристалів за допомогою нагрівального механізму розплавляється невелика область - «зона», а потім нагрівач переміщують вздовж зразка, в зв'язку з чим відбувається послідовне зростання монокристалу. Є два варіанти цього методу: при горизонтально спрямованій кристалізації використовується довгий вузький човник (кристали мають форму пластин розміром 220x100x20 мм і більше в залежності від величини човника); у вертикальному варіанті («плаваюча зона») застосовується спечений стрижень, що закріплюється у верхній та нижній частинах.

Установка включає в себе радіочастотну індукційну котушку, яка переміщується вздовж ємкості з живлячим матеріалом, розплавляючи його. При подальшому русі котушки

матеріал охолоджується і кристалізується або (якщо потрібна його очистка) перекристалізується. В іншому варіанті індукційна котушка може бути нерухомою, а матеріал рухається всередині неї.

При очищенні кристал тримають вертикально і обертають по мірі його руху всередині індукційної котушки. Розплавлена зона утримується від розповзання поверхневим натягом матеріалу. Під час переміщення кристалу вниз крізь котушку домішки переносяться в розплавленій зоні до кінця кристалу. Цим методом вирощують рубіни, сапфіри і олександрити без включень і помітних зон росту.

Розглянуто такі методи вирощування штучних кристалів: метод Вернейля, метод Чохральського та метод зонної плавки. Ці методи дозволяють вирощувати кристали високої якості, що є надзвичайно важливим для використання одержаних штучних каменів в ювелірній справі. Саме ці методи менш затратні порівняно з іншими. Великі об'єми виробництва дозволяють застосовувати штучні кристали в нових галузях. З постійним збільшення сфер застосування штучних кристалів збільшується якість та кількість кристалів які виготовляють, що сприяє удосконаленню обладнання та методів, збільшення їх ефективності.

### **Література**

1. Курило І. В. Основи технології напівпровідникових матеріалів / І. В. Курило, С. К. Губа. – Львів: Видавництво Львівської політехніки, 2012. – 240 с.
2. Muller G. The Czochralski Method – where we are 90 years after Jan Czochralski's invention // Cryst. Res. Technol. – 2007. – 42 с.

**МЕТОДИКА ОЦІНКИ ВПЛИВУ ПІНОУТВОРЮВАЧІВ НА МЕХАНІЧНУ МІЦНІСТЬ ПІНОБЕТОНІВ**

**Аспірант Заякін Д.К., проф. Мікуліч О.А.**

*Луцький національний технічний університет, [Shypra@ukr.net](mailto:Shypra@ukr.net)*

Сучасні технології будівництва дають можливість зводити висотні будинки на невеликих земельних ділянках у густонаселених частинах великих міст. При цьому істотно зростає ймовірність ризику пожежі в будівлях та виникають проблеми з можливістю їх гасіння на високих поверхах, що пов'язано з напрямком поширення полум'я.

Проблема вогнезахисту будівельних конструкцій є однією з найбільш важливих аспектів забезпечення пожежної безпеки будівель і споруд [2]. Задача вогнезахисту елементів конструкцій та будівель є складовою частиною загальної системи заходів щодо забезпечення пожежної безпеки. Пошук методів збільшення фактичної межі вогнестійкості конструкцій до необхідних значень та обмеження зон поширення вогню можна реалізувати шляхом зниження горючості будівельних та ізоляційних матеріалів.

Для вирішення цієї проблеми у сучасному будівництві широко проводяться дослідження щодо вдосконалення будівельних матеріалів. Сучасні теплоізоляційні матеріали, що використовуються, мають порівняно малу вагу та низьку теплопровідність, але поряд з цим основним їх недоліком є вразливість до вогню та утворення небезпечного газу, що випаровується при горінні.

З іншого боку, неорганічні ізоляційні матеріали, що є важкими та мають високу теплопровідність. Проте, такі матеріали є негорючі і дуже стабільні, та не виділяють небезпечного газу під час горіння. Тому практично важливою задачею є можливість використання цього класу матеріалів при їх «полегшенні» шляхом спінювання у будівництві.

У роботі запропоновано методику оцінки впливу різних типів піноутворювачів [1], що широко використовуються в будівельній галузі, на механічну міцність отриманих спінених бетонів. Запропонований підхід ґрунтується на числовому моделюванні та аналізу міцнісних характеристик отриманих пінобетонів. У якості вихідних даних використано результати експериментальних результатів, що наведені у [1].

Аналіз отриманих результатів дав можливість побудувати аналітичні залежності, що описують зміну міцності матеріалів на стиск та згин від густини отриманих матеріалів. Запропонований підхід буде корисним впровадження різних інженерних рішень щодо забезпечення оптимальних характеристик пінобетонів для вирішення різних виробничих задач [3].

1. *Kim, Jin-Man Jeong, Ji-Yong* Influence of Foaming Agents on the Properties of Foamed Concretes Having Various. // Journal of the Korea Institute of Building Construction, 2012. — Vol. 12, No. 1 — PP. 22-30.

2. *Пушкаренко А.С.* Вогнезахисне оброблення будівельних матеріалів і конструкцій: навч. посіб./ А.С. Пушкаренко, О.В. Васильченко, Ю.В. Квітковський, Ю.В. Луценко, О.В. Миргород. – Х.: НУЦЗУ, КП "Міська друкарня", 2011. – 176 с.

3. *Zuhua Zhang, Xiao Yao, Hao Wang:* Potential application of geopolymers as protection coatings for marine concrete. III. Field experiment. // Applied Clay Science, 2012. — No. 67-68 — PP. 57-60.

**ФОРМУВАННЯ ЗАХИСНИХ ЕПОКСИПОЛІМЕРНИХ ПОКРИТТІВ НА ПОВЕРХНІ БІОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ****Асп. Климовець О.Б., проф. Кашицький В.П., проф. Савчук П.П.***Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
v.kashytskyi@lntu.edu.ua*

Біокомпозитні матеріали завдяки відновлюваності сировинної бази та безпечності до навколишнього середовища отримали високий ступінь впровадження у виготовленні елементів меблів, будівельних матеріалів, корпусів приладів, елементів декору салонів транспортних засобів, тари тощо. Поряд з перевагами існують недоліки, які передусім стосуються експлуатаційних властивостей біокомпозитних матеріалів. Зокрема, відомо, що біокомпозити, армовані натуральними волокнами або порошковими наповнювачами, є більш чутливими до впливу води, ніж неармовані [1]. Зменшити вплив вологи на біокомпозити можна в результаті нанесення полімолочної кислоти на поверхню біокомпозиту, що забезпечує підвищення жорсткості і міцності біокомпозиту в два рази порівняно з композитом без покриття.

Досить ефективно для захисту поверхонь деревостружкових плит використовують стирол-акрилатний латекс. За умови застосування бутилгліколю відбувається зниження модуля пружності плівкових покриттів, що призводить до збільшення відносного видовження при розриві. При цьому добавка бутилгліколю покращує плівкоутворюючу здатність та адгезивні властивості стирол-акрилатних латексів [2, 3].

Для запобігання впливу високих температур та вологи поверхню біокомпозитних виробів покривали проміжним шаром, який включав суміш натрієвого рідкого скла з кольоровими скляними порошками. Розроблені покриття мають високу надійність і довговічність, зокрема кислотостійкість, лугостійкість і мікротвердість. Завдяки модифікації захисних декоративних покриттів підвищується ресурсо- та енергоефективність, що дозволяє рекомендувати їх для впровадження як у меблевій промисловості, так і в будівельній [4].

Технологія формування біокомпозитів передбачає застосування антиадгезійного шару, яке забезпечує видалення виробу з порожнини прес-форми, однак при цьому виникають проблеми з нанесенням захисного покриття, яке не здатне утворювати фізико-хімічні зв'язки з поверхнею біокомпозитного виробу через наявність інертних молекул антиадгезійного шару. В такому випадку доцільно використовувати епоксиполімерні покриття, які вирізняються високою адгезійною здатністю до багатьох матеріалів, є технологічними в процесі формування та забезпечують комплекс високих фізико-механічних та експлуатаційних характеристик.

Введення до складу епоксиполімерної матриці барвників дозволяє змінювати декоративний вигляд виробу в широкому діапазоні кольорової гами, що потребує в основному розробки технологічного процесу нанесення покриття і визначення механізму його формування. На початковому етапі необхідно провести операцію знежирювання поверхні біокомпозитного виробу з метою видалення залишків антиадгезійного шару. У випадку використання наступних знежирювачів (уайт-спірит, бензин та петролейний ефір) найкраще зарекомендував себе бензин, оскільки найкраще розчиняє антиадгезійний матеріал на основі парафіну. Обробка проводиться шляхом занурення або протирання поверхні виробу бензином з наступним просушуванням за кімнатної температури протягом 10-15 хв для видалення залишків речовини.

На поверхні біокомпозитного виробу без обробки присутні кратери (світлі ділянки) площею 45-55%, що зумовлені наявністю антиадгезійного шару, який перешкоджає процесу змочування поверхні біокомпозиту епоксиполімерною композицією (рис. 1, а). В результаті обробки бензином кратери зникають, поверхня стає однорідною та рівномірною, що відповідає технологічним вимогам до такого типу покриттів (рис. 1, б).



а



б

Рис. 1. Загальний вигляд поверхні біокомпозитного матеріалу без обробки (а) та з обробкою бензином (б)

Висновок. Застосування знежирювача дозволяє отримати задовільний стан декоративного або захисного шару епоксикомпозитного покриття, а також підвищити адгезійну здатність на 70-80%, що обумовлено взаємодією макромолекул епоксиполімерного в'язучого з високорельєфною мікроповерхнею біокомпозитного матеріалу, який містить у своєму складі наповнювач природного походження. Це забезпечує формування міцних фізико-хімічних зв'язків між кінцевими групами епоксиполімерного ланцюга та активними групами на поверхні частинок органічного наповнювача.

#### Література:

1. Antoine Le Duigou, Jean Marc Deux, Peter Davies, Christophe Baley. Protection of Flax/PLLA Biocomposites from Seawater Ageing by External Layers of PLLA. *International Journal of Polymer Science* 2011(1).
2. . L Yu Matveeva, A V Yastrebinskaya. Effect of coalescents on properties of protective styrene-acrylate latex coatings of oriented particle chipboards. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 687, Issue 2* Citation L Yu Matveeva and A V Yastrebinskaya 2019 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 687 022018.
3. V. E. Tsvetkov, O. P. Machneva. Impregnating Compositions for Lamination of Wood Materials. *Polymer Science, Series D* volume 13, pages 31–33 (2020).
4. Nadezhda I. Bondarenko\*, Sergey A. Chuev, Ludmila A. Dogaeva, Tatiana A. Jalovencko Chipboards with Plasma Protective Decorative Coatings. *Materials Science Forum (Volume 974)*, 2019. P. 90-95.

## ЦИКЛОТРОННИЙ РЕЗОНАНС У НЕДЕФОРМОВАНОМУ ТА ОДНОВІСНО-ДЕФОРМОВАНОМУ КРЕМНІЇ

Ст. Ковальчук А., доц. Панасюк Л.І.

Луцький національний технічний університет,  
вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: leonid9030@gmail.com

Закономірності тензорезистивних ефектів у кристалах р-Ge і р-Si тісно пов'язані з енергетичними спектрами цих кристалів та їх перебудовою при одновісній деформації.

При одновісному тиску, як показують результати теоретичних досліджень зонної структури кремнію і германію р-типу [1] (Рис. 1а), відбувається розщеплення вироджених при  $X=0$  зон легких та важких дірок. В одновісно-деформованих кристалах при умові  $X//[001]$  та  $X//[111]$  їх ізоенергетичні поверхні близькі до еліпсоїдів обертання, осі яких збігаються з віссю деформації. Причому в зоні важких дірок формується сплюснутий, а в зоні легких витягнутий вздовж осі деформації еліпсоїди (Рис. 1б).

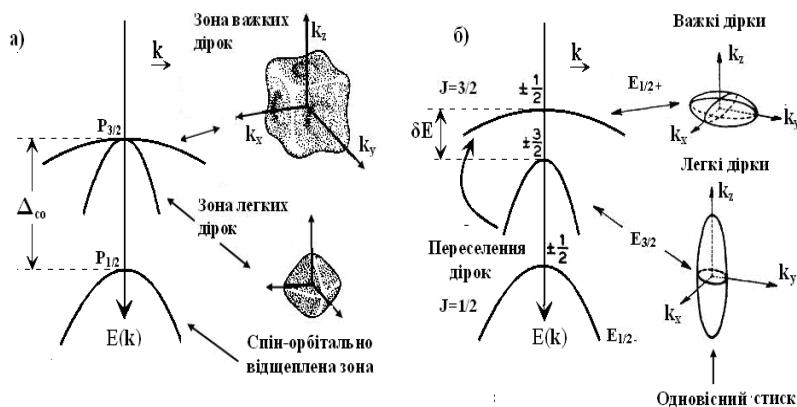


Рис. 1. а) Валентна зона та гофровані поверхні постійної енергії зон важких та легких дірок в  $\mathbf{k}$  просторі недеформованого германію та кремнію.  $P_{1/2}$  спін-орбітально відщеплена зона;  
б) розщеплення валентної зони під дією одновісного тиску  $X//[001]$ . Енергетичні поверхні поблизу  $\mathbf{k}=0$  сплюснутий (зона важких дірок) та витягнутий (зона легких дірок) вздовж осі деформації еліпсоїди.

Для визначення впливу одновісної пружної деформації на валентну зону кремнію, проведено досліді по циклотронному резонансу, який дає можливість визначити зміну спектру поглинання носіїв струму із збільшенням тиску. Досліді проводились в лінійно поляризованому випромінюванні на частоті  $\omega_c=36$  ГГц при  $T=4,2$  К.

Результати проведених досліджень (рис. 2 а,б) показали, що при збільшенні  $X$  резонансна лінія легких дірок (лінія 1, рис. 2а) зникає. Резонансна лінія важких дірок (лінія 4, рис. 2а) зміщується в область менших значень напруженості магнітного поля, тобто – менших значень ефективної маси, і при  $X=0,35$  ГПа, займає положення (лінія 2, рис. 2б) між двома лініями поглинання, які належать електронам (лінії 1, 3, рис. 2б). Інтенсивність її сильно зростає, що свідчить про збільшення загальної концентрації важких дірок за рахунок переселення легких дірок у зону важких дірок. Крім того, резонансна лінія важких дірок стає більш симетричною, що свідчить про наближення із збільшенням одновісного тиску ізоенергетичної поверхні цих дірок до еліпсоїдальної форми.

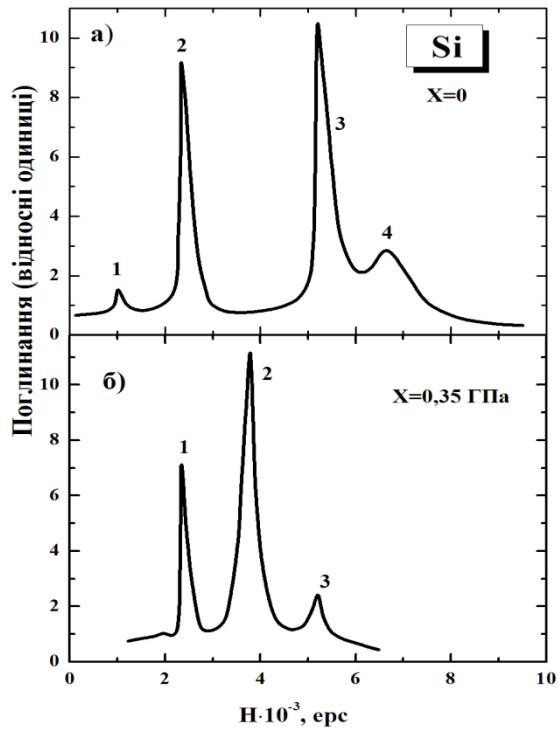


Рис. 2. Лінії поглинання циклотронного резонансу у недеформованому (а) та в одно-вісно-деформованому (б) при  $X=0,35$  ГПа кремнії:

а) 1, 4 – легких та важких дірок; 2, 3 – електронів;

б) лінія ЦР легких дірок (лінія 1, рис. 1а) зникає. Резонансна лінія важких дірок (лінія 4, рис. 1а) зміщується в область з меншою ефективною масою та займає положення (лінія 2) між двома лініями електронів (лінії 1, 3).

Резонансні лінії поглинання електронів не змінюють свого положення із збільшенням тиску, а тільки змінюється їх інтенсивність (див. рис. 2а та рис. 2б), що зумовлено переселенням електронів із мінімумів, розміщених на осях [100] і [010], які піднімаються, в мінімум [001], який при деформації зміщується вниз по енергії.

#### Література:

1. G.L.Bir and G.E.Pikus, *Simetriya i Deformatsionnye Effecty v Polupro-odn.*, Izd. Nauka, Moskow 1971; English translation: *Symmetry and Strain-Induced effects in Semiconductors* John Wiley & Sons, New York. 1974.

## МЕТОДИКА ЯКІСНОЇ ОЦІНКИ ЗМІНИ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНІ СТАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ

студ. Кревська Д.В., доц. Ящинський Л.В., доц. Захарчук Д.А., доц. Коваль Ю.В.

*Луцький національний технічний університет,*

*вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: l.yashchynskyy@lntu.edu.ua*

Вплив високих температур та хімічних реагентів часто впливають на зміну структури поверхні сталевих деталей у різних механізмах. У свою чергу така зміна структури поверхні може впливати на зносостійкість окремих частин певних агрегатів. Особливо такий вплив відчутий на деталях, що обертаються.

Зміна структури поверхні металу приводить до зміни електричного опору поверхневого шару. У свою чергу, опір поверхневого шару визначає, при інших однакових умовах, величину індукційного струму у ньому, який впливає на сумарний змінний магнітний потік створений котушкою із змінним струмом поблизу досліджуваної сталеві деталі [1]. Виходячи з вище сказаного, створена дослідна установка для вимірювання електрорушійної сили взаємної індукції при введенні на спільний сердечник двох котушок сталеві кільця з відповідною термічною обробкою його поверхневого шару.

Дослідна установка включає в себе (рис. 1) довгий сердечник, на який намотано дві котушки (I і II). Намагнічуюча котушка I ввімкнена в мережу змінного струму частотою 50 Гц через трансформатор ТПП 380-24 за допомогою лабораторного автотрансформатора. Для контролю живлення намагнічуючої котушки використано цифрові амперметр та вольтметр з необхідною точністю вимірювання. Для вимірювання електрорушійної сили взаємної індукції у котушці II використано мілівольтметр з великим вхідним опором.

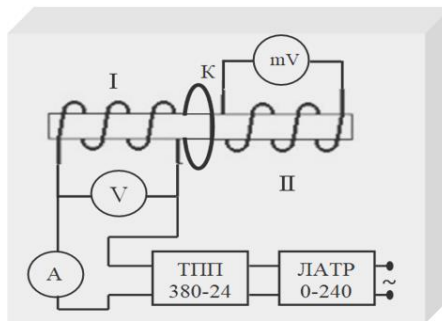


Рис. 1.

Змінний магнітний потік, який створений змінним струмом першої котушки, індукуює у сталевому кільці (К) змінний струм, що створює власний магнітний потік протилежного напрямку. Виходячи з вище сказаного, другу котушку буде перетинати сумарний магнітний потік, який в кожний момент часу чисельно рівний:  $\Phi_{m,2} = \Phi_{m,1} - \Phi_{m,K}$ . Зменшення сумарного змінного магнітного потоку через другу котушку приведе до зменшення електрорушійної сили взаємної індукції у цій котушці.

Зауважимо, що величина індукваного змінного струму в сталевому кільці у великій мірі залежить від електричного опору його поверхневого шару, так як зовнішнє змінне магнітне поле проникає у провідник лише на незначну глибину [2]. Таким чином зміна структури поверхні металеві зразка приводить до зміни його електромагнітних параметрів, які реєструються вимірювальними приладами.

1. Бушок Г.Ф., Левандовський В.В., Півень Г.Ф. Курс фізики. – К.: Либідь, 2006.- 487 с.
2. Електронний ресурс: <http://obrobka.pp.ua/2055-kontrol-yakost-termchnoyi-obrobki.html>.

**ПОЛІМЕРКОМПОЗИТНИЙ МАТЕРІАЛ НА ОСНОВІ КРАФТ – ЛІГНІНУ**  
**доц. Мельничук М.Д., асп. Андрушко О.А., асп. Шевчук І.І., маг. Сливка В.І.**

*Луцький національний технічний університет, Львівська, 75*  
*m.melnychuk@lntu.edu.ua*

Щорічно у світі отримують близько 100 млн. т технічних лігнінів. У літературі описано, що лігнін є цінним джерелом хімічної сировини. На жаль, поки що така сировина організаційно, економічно та технічно не завжди є доступною. Наприклад, розкладання лігніну на більш прості хімічні сполуки (фенол, бензол і тп.) у порівнянні з якістю одержуваних продуктів обходиться дорожче їх синтезу з нафти або газу. За даними International Lgnin Institute у світі використовується на промислові, сільськогосподарські та інші цілі не більше 2% технічних лігнінів. Решта спалюється в енергетичних установках або зберігається в могильниках.

До 2050 року індустрії пластмас може знадобитися 20% поставок сирової нафти для забезпечення виробництва пластику, якщо тенденція залишиться незмінною. Лігнін є другим за поширеністю біополімером на землі, і як ресурс, який останнім часом стає все більш доступним у відокремленому та очищеному вигляді в промислових масштабах завдяки розвитку нових технологій, лігнін відіграє ключову роль у переході нашої промисловості матеріалів до сталого розвитку [1-3]

Метою роботи є розробка полімер композитного матеріалу наповненого крафт-лігніном, як альтернативу широкоживаним стандартизованим полімерам. У роботі проведено дослідження впливу крафт-лігніну на механічні та міжфазні властивості деревних полімерних композитів, виготовлених з поліпропілену (первинного та переробного) та відходів деревини під час виробництва паперу.

Для отримання композитів у роботі були розроблені та використані три різні методи підготовки та змішування компонентів. Мета полягала в тому, щоб зменшити утворення пор. Матеріал отримували екструзією в двошнековому екструдері (DSM) за 195 °C зі швидкістю шнека 40 об/хв. Були проведені механічні випробування композиту на розтяг і ударну в'язкість. Дослідження скануючою електронною мікроскопією (SEM) були зроблені, щоб з'ясувати дисперсію лігніну у композиті та вивчення межі розділу між компонентами [4].

Згідно результатів дослідження найкращі результати мали зразки які були гранульовані і висушені у вакуумній печі перед екструзією та гарячим пресуванням, утворення пор значно зменшилося, і тим самим покращилася міцність на розрив.

Результати міцності на розрив рис.1 (а)показали, що додавання лігніну до композиту з переробленим поліпропіленом знижує його міцність на розрив на 10...15% , що значно менше ніж у порівнянні з первинним поліпропіленом . З іншого боку, модуль Юнга рис.1 (б) зазвичай збільшувався, коли додавали лігнін, як до первинного та і до переробного поліпропілену. Подібно до результатів міцності на розрив, результати ударної міцності також показали, що лігнін зменшує ударну в'язкість композиту з матрицею з вторинного РР, однак зростає відносно чистого первинного полімеру.

Зображення SEM показали, що сумісність компонентів у всіх композитах були дуже схожими. Таким чином, додавання лігніну не покращує дисперсність або сумісність, але і не погіршує ці властивості композитів. Однак результат підтвердив, що механічні властивості були низькими через погану сумісність між різними компонентами в композитах.

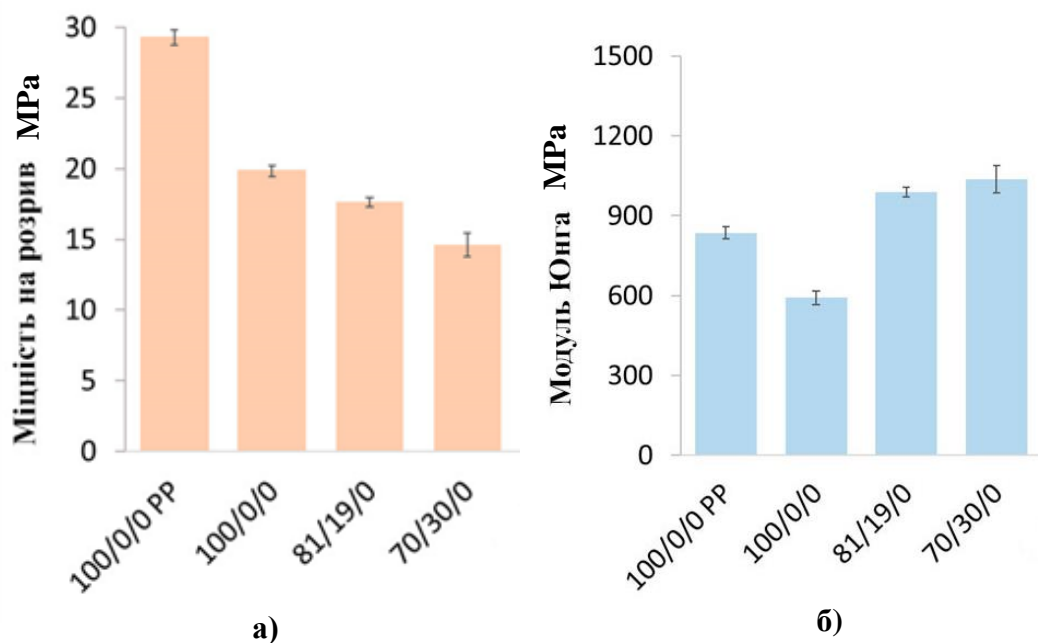


Рис. 1 Границя міцності на розрив (а) та модуль Юнга (б) композитів залежно від складу композиту

Таким чином, результати, отримані в цьому дослідженні, показують, що дерево-полімерні композити можуть бути виготовлені з переробленого поліпропілену, наповнені лігніном. Частки лігніну не діяли як зв'язуючі агенти, але вони не погіршували сумісність між компонентами композиту, тому їх можна було використовувати як дешеві та екологічно чисті наповнювачі в композитах. Вони можуть бути хорошими наповнювачами в композитах, які будуть піддаватися впливу сонця, оскільки вони показали, що можуть захистити композити від зниження механічних властивостей, що відбувається в результаті впливу сонячного світла. Звичайно, спочатку необхідні подальші дослідження, оскільки на деякі результати могли вплинути несистематична дисперсія, але потенціал використання лігніну в композитах був доведений. У майбутніх дослідженнях варто вивчити, як більша кількість лігніну вплине на композит. Заміна поліпропілену на інший перероблений полімер з нижчою температурою плавлення також варто дослідити, щоб зменшити потребу в енергії в процесі приготування композиту та зменшити ймовірність термічної деградації інших компонентів композиту.

1. Akdogan, A. and Vanli, A. S. (2017) "Wood-Reinforced Polymer Composites," in Concu, G. (ed.) *Wood in Civil Engineering*. IntechOpen, pp. 149–170. doi: 10.5772/66336.
2. Österberg, M. et al. (2020) "Spherical lignin particles: A review on their sustainability and applications," *Green Chemistry*, 22(9), pp. 2712–2733. doi: 10.1039/d0gc00096e.
3. Wang, R.-M., Zheng, S.-R. and Zheng, Y.-P. (2011) "Introduction to polymer matrix composites," in *Polymer Matrix Composites and Technology*. Woodhead Publishing, pp. 1–25. doi: 10.1533/9780857092229.1.
4. Wanasekara, N., Chalivendra, V. and Calvert, P. (2011) "Sub-micron scale mechanical properties of polypropylene fibers exposed to ultraviolet and thermal degradation," in *MEMS and Nanotechnology*. Springer New York LLC, pp. 275–281. doi: 10.1007/978-1-4419-8825-6\_40.

## ВИЗНАЧЕННЯ СТУПЕНЯ ІОНІЗАЦІЇ ГАЗОВОГО СЕРЕДОВИЩА МЕТОДОМ ВІДКРИТОГО КОНДЕНСАТОРА

студ. Мороз О.С., доц. Яшинський Л.В., доц. Захарчук Д.А., доц. Коваль Ю.В.

*Луцький національний технічний університет,*

вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: [l.yashchynskyy@lntu.edu.ua](mailto:l.yashchynskyy@lntu.edu.ua)

Наявність іонів суттєво впливає на фізичні властивості газового середовища. При цьому зміна концентрації таких іонів приводить до відчутних кількісних та якісних змін у впливі такого середовища на живі та неживі об'єкти, що в ньому знаходяться. Тому цікавим, на наш погляд, було створення лабораторного пристрою, який би з достатньою точністю міг реєструвати зміну ступеня іонізації досліджуваного газового середовища.

В роботі представлено пристрій для визначення концентрації негативних іонів у газовому середовищі за величиною спаду напруги на зовнішньому опорі [1], електрична схема якого приведена на рис. 1.

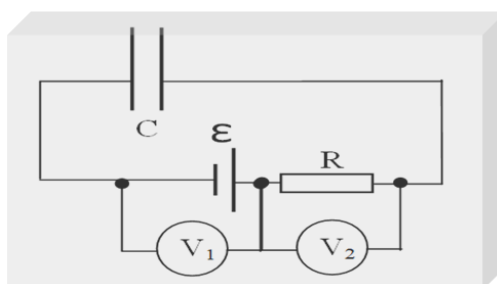


Рис. 1.

В представленому пристрої як зовнішній повітряний «відкритий» електричний конденсатор  $C$  використано дві сіткові площини з провідного матеріалу розмірами  $0,5 \times 0,5$  (м) з розміром комірки  $5 \times 5$  (мм). Відстань між площинами  $0,15$  м. Позитивно заряджена площина із зовнішньої сторони закрита діелектриком для відрізання звідти потоку негативних аероіонів. Джерелом високої напруги служить високовольтний генератор постійної напруги з паралельно включеним фільтром для згладжування можливих пульсацій струму. Зовнішній опір являє собою стандартний опір з класом точності  $0,02$  та можливістю використовуваних напруг від  $550$  до  $1500$  В. Величина опору рівна  $1$  МОм. Для реєстрації спаду напруги на зовнішньому опорі  $R$  використано мікрровольтметр-електрометр.

Наявні в газовому середовищі іони прискорені електричним полем повітряного конденсатора замикають електричне коло створюючи в цьому колі струм, який пропорційний концентрації іонів [2]. Проте, через мале значення сили струму, зручніше проводити вимірювання спаду напруг ( $U_R$ ) на зовнішньому опорі ( $R$ ).

Отримано формулу для розрахунку концентрації негативних однозарядних іонів у газовому середовищі:

$$n = \frac{U_R d}{Re\mu S U}$$

Представлена формула враховує як параметри пристрою, так і досліджуваного середовища, що сприяє підвищенню надійності результатів досліджень.

1. Вимірювання концентрації від'ємнозаряджених аероіонів. / О.Л. Коренівська, В.Ф. Манойлов, П.П. Мартинчук //Збірник тез доповідей 8 Міжнародної науково-технічної конференції Приладобудування: стан і перспективи, 28-29 квітня 2009 р. м. Київ ПФФ, НТУУ «КПІ» – 2009. – С. 169 -170.

2. Eichmeier J., Braun W. Beweglichkeitsspektrometrie atmosphärischer Ionen.- “Meteorologische Rundschau”, 1972, Vol.25, №1, S.14-19.

**ОЦІНКА ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ PbTe-SnTe**  
**н.с. Найдич Б.П.<sup>1</sup>, доц. Яворський Р.С.<sup>1</sup>, асп. Цимбалюк Т.П.<sup>1</sup>, с.н.с. Матківський О.М.<sup>1</sup>,**  
**доц. Матеїк Г.Д.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ДВНЗ «Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника»,  
 вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, Україна, 76018  
 e-mail: bohdana.naidych@pnu.edu.ua

<sup>2</sup>Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу,  
 вул. Карпатська, 15, м. Івано-Франківськ, Україна, 76019

Сполука  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  — це регульований вузькозонний напівпровідник із відносно вищою робочою температурою порівняно з телуридом ртуті-кадмію, що робить його сприятливим кандидатом для комерційних застосувань, таких як інфрачервоні детектори, діодні лазери та термоелектричні пристрої [1, 2]. Особливість сполук  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  полягає у наявності топологічного фазового переходу від тривіального напівпровідника (PbTe) до топологічного кристалічного ізолятора (SnTe) [2]. Точка топологічного фазового переходу відповідає складу приблизно  $x \sim 0,35$ . Особливим є склад сплаву в інтервалі  $0,3 < x < 0,5$ , в якому енергетична заборонена зона практично дорівнює нулю [3]. При заміні Pb на Sn у сплаві PbTe різкий пік DOS у валентній зоні зменшується, тоді як пік у зоні провідності збільшується, і, нарешті, DOS сплаву SnTe демонструє різкий пік у зоні провідності [2, 4]. Кристалічна ґратка такого твердого розчину зберігає однофазну кристалічну структуру кам'яної солі  $Fm\bar{3}m$  [2], що характерна обом сполукам. Параметри решітки систематично зменшуються із збільшенням концентрації Sn відповідно до закону Vegarda, що вказує на те, що Sn дуже добре вбудовується в ґратку Pb [3, 5]. Кристалічна структура, визначена методом Рітвельда підтверджує, що атоми Pb і Sn займають октаедричні позиції в структурі типу NaCl. Оскільки електронні густини Sn і Te майже рівні, введення Sn в аніонну підґратку не повинно змінювати інтенсивності рентгенограм [5].

Розрахунки для твердих розчинів  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  ( $x = 0,15, 0,31, 0,54, 0,69, 0,85$ ) проводилися з використанням програмного коду PC Gamess. Атоми Sn заміщали атоми Pb у моделі елементарної комірки PbTe. Отримані дані добре узгоджуються з попередніми теоретичними розрахунками [6]. Структурна оптимізація за допомогою SBJKS показала, що кубічна симетрія зберігається у всіх випадках. Стала кристалічної ґратки при переході від PbTe до SnTe із поступовим збільшенням внеску стануму змінюється немонотонно зі зміною внеску стануму. Немонотонність при складах  $0,35 < x < 0,85$  (Таблиця 1) можна пояснити особливістю такого твердого розчину та пов'язана з особливістю енергетичних зон у діапазоні складів  $Pb_{1-x}Sn_xTe$ ,  $0,3 < x < 0,5$ . Розраховані постійні ґратки для досліджуваних сполук відрізняються від передбачених згідно закону Vegarda не більше ніж на 2 %.

Таблиця 1

Розрахункова залежність сталої ґратки від внеску стануму в сполуці  $Pb_{1-x}Sn_xTe$

x	0,15	0,31	0,54	0,69	0,85
a, Å	6,34403	6,33622	6,42546	6,37091	6,38862

Поведінку зазначених термодинамічних параметрів можна узагальнити апроксимуючи отримані температурні залежності відповідних величин в діапазоні  $T = (20-1000)$  К з використанням математичного пакету Maple 18. Отримані рівняння мають вигляд:

$$\Delta E(T) = a \cdot T + b, \quad (1)$$

$$\Delta S(T) = a \cdot \ln(T) - b, \quad (2)$$

$$\Delta G(T) = a + b \cdot 10^{-3} \cdot T - c \cdot 10^{-5} \cdot T^2. \quad (3)$$

Аналітичні вирази для температурних залежностей питомої теплоємності при сталому тиску і об'ємі, отримані із квантово-хімічних розрахунків, мають наступний вигляд:

$$C_p = a + b \cdot 10^{-3} \cdot T + c \cdot 10^2 \cdot T^{-1/2}, \quad (4)$$

Значення теоретично розрахованої рівноважної структури відрізняється від значень кристалічної ґратки, характерних для кам'яної солі, пояснюється значним відхиленням від спектра Дебая. Збереження кристалічної ґратки базової сполуки зумовлена іонністю компонент. Подібним чином впливає спін-орбітальна взаємодія, що порушує конгруентність поверхні Фермі. Такі величини у випадку халькогенідів свинцю володіють великими значеннями, що пояснює збереження базової кристалічної ґратки для цих сполук.

Таблиця 2

Коефіцієнти апроксимації термодинамічних параметрів  $Pb_{1-x}Sn_xTe$

Термодинамічний параметр	Коефіцієнт апроксимації			
	$a_i$	$b_i$	$c_i$	
Енергія $\Delta E^*$	0,047	6,305		0,15
	0,047	9,422		0,54
	0,046	11,261		0,85
Вільна енергія Гіббса $\Delta G^*$	7,563	82,4	6	0,15
	5,774	83,6	6	0,54
	2,642	82	6	0,85
Ентродія $\Delta S^{**}$	38,825	89,512		0,15
	39,377	90,7		0,54
	38,875	82,292		0,85
Теплоємність $C_p^{***}$	68,829	5,468	1,698	0,15
	67,633	5,493	1,708	0,54
	62,979	3,957	1,668	0,85

\* $[\Delta E], [\Delta H], [\Delta G], [a_i] = \kappa Дж / (моль \cdot K), [b_i] = \kappa Дж / моль, **[\Delta S], [b_i] = Дж / (моль \cdot K^2),$

\*\*\* $[a_i] = Дж / моль, [b_i] = \kappa Дж / (моль \cdot K), [c_i] = Дж / (моль \cdot K^2).$

Аналітичні вирази (1)–(4) узагальнюють залежності термодинамічних параметрів від температури. Визначено температурні залежності термодинамічних параметрів кристалів  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  ( $0,5 < x < 0,85$ ): енергії утворення  $\Delta E$ , ентальпії утворення  $\Delta H$ , ентродії  $\Delta S$  і вільної енергії Гіббса  $\Delta G$ , а також молярної ізобарної теплоємності  $C_p$ . Отримані результати добре узгоджуються з експериментальними даними [1].

#### Література

- [1]. Rogacheva E., Nashchekina O., Nikolaenko A., Menshov Y. Heat capacity and microhardness of the topological crystalline insulator  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  near the band inversion composition. In *Journal of Physics: Conference Series*. 2017. Vol. 864, № 1. P. 012042. IOP Publishing.
- [2]. Kim G., Yun J.H., Rhyee J.S. Anomalous thermoelectric power and polaronic transport in the vicinity of topological phase transition of  $Pb_{1-x}Sn_xTe$ . *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2019. Vol. 126. P. 11–16.
- [3]. Łusakowski A., Bogusławski P., Story T. Alloy broadening of the transition to the nontrivial topological phase of  $Pb_{1-x}Sn_xTe$ . *Physical Review B*. 2018. Vol. 98, № 12. P. 125203.
- [4]. Pandit A., Haleoot R., Hamad B. Structural, electronic and thermoelectric properties of  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  alloys. *Journal of Electronic Materials*. 2020. Vol. 49, № 1. P. 586–592.
- [5]. Knura R., Parashchuk T., Yoshiasa A., Wojciechowski K.T. Origins of low lattice thermal conductivity of  $Pb_{1-x}Sn_xTe$  alloys for thermoelectric applications. *Dalton Transactions*. 2021. Vol. 50, № 12. P. 4323–4334.
- [6]. Orihashi M., Noda Y., Chen L., Hirai T. Effect of Sn content on the electrical properties and thermal conductivity of  $Pb_{1-x}Sn_xTe$ . *Materials transactions, JIM*. 2000. Vol. 41, № 9. P. 1196–1201.

**ПЕРЕДОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ**  
 маг. Одарчук Ю.О.<sup>1</sup>, доц. Замуруєва О.В.<sup>2</sup>, проф. Федосов С.А.<sup>2</sup>, доц. Захарчук Д.А.<sup>3</sup>,  
 доц. Сахнюк В.Є.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Гуманітарно-природничий університет імені Яна Длугоша в Ченстохові,  
 м. Ченстохова, Польща

<sup>2</sup>Волинський національний університет імені Лесі Українки,  
 вул. Потапова, 9, м. Луцьк, Україна  
[zaturieva.o@gmail.com](mailto:zaturieva.o@gmail.com)

<sup>3</sup>Луцький національний технічний університет,  
 вул. Львівська, 75, м. Луцьк, Україна

Нанотехнології швидко увійшли у світ науки та техніки і, завдяки своїм унікальним властивостям, набули застосування майже в усіх галузях виробництва і промисловості, починаючи від військових потреб і закінчуючи побутом. Підвищення інтеграції електронних компонент, нові матеріали з покращеними характеристиками температурної стійкості та збереження своїх структурних, діелектричних, електрофізичних і магнітних властивостей, а також розроблення нових датчиків газу, тиску, випромінювання з широким діапазоном хвиль на основі мембран з атомарною товщиною – усе це суттєві переваги наноелектроніки. Дослідження пов'язані з нанотехнологіями є одними з найактуальніших на сьогодні і мають велике практичне значення. Вони включають в себе розробку методів новітніх технологій одержання та переробки полімерних матеріалів з прогнозованим комплексом їх властивостей.

За період 1993-2021 рр. у наукометричній базі даних Scopus опубліковано понад 50 тис. наукових праць, які пов'язані з дослідженнями полімерних композитних матеріалів, майже половина з яких опубліковано вченими з Китаю та США (рис. 1). Серед передових країн за кількістю публікацій також: Індія, Японія, Великобританія, Німеччина тощо. Самі ж дослідження з даної тематики зосереджено у провідних науково-дослідних центрах, серед яких: *Міністерство освіти Китаю, Китайська академія наук, Сичуанський університет, Харбінський технологічний інститут, Національний центр наукових досліджень CNRS, Технологічний інститут Джорджії* тощо. Закономірно, що провідні центри належать саме країнам-лідерам – Китай, США тощо.

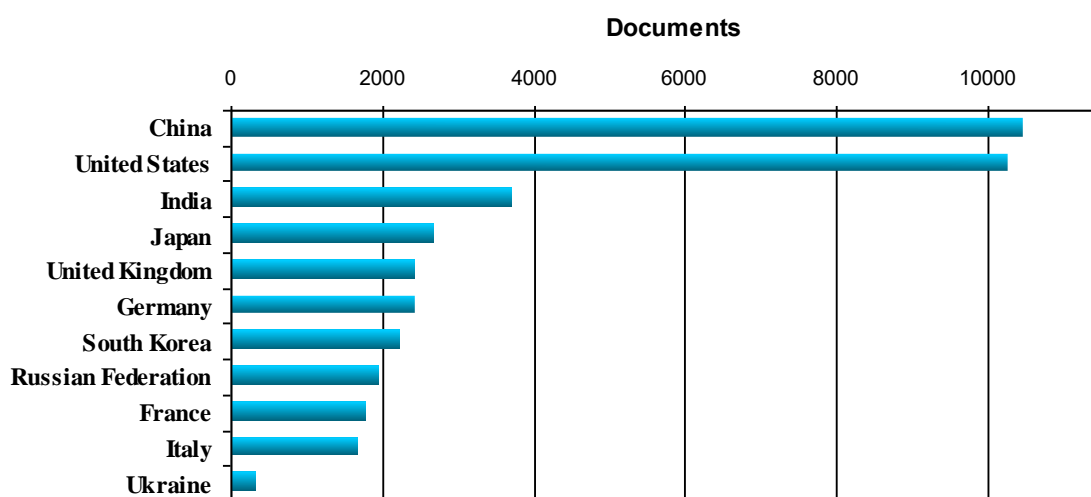


Рис. 1. Кількість публікацій за країнами у дослідженнях полімерних композитних матеріалів.

Найвагоміші результати досліджень світових науковців опубліковано у авторитетних виданнях Q1. Найбільшу кількість представлено у журналах: *Journal of Applied Polymer Science* (SJR 0,58), *Composites Science and Technology* (SJR 2,0), *Composites Part B: Engineering* (SJR 2,2), *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (SJR 1,88), *Polymer* (SJR 0,91), *ACS*

*applied materials & interfaces* (SJR 2,54), *Composite Structures* (SJR 1,63), *Polymer Composites* (SJR 0,58), тоді як найбільш цитовані статті опубліковані у топових (з високим SJR) журналах: *Nature* (SJR 15,99), *Science* (SJR 12,56), *Advanced Materials* (SJR 10,71), *Biomaterials* (SJR 3,21), *Carbon* (SJR 2,25), *Progress in Materials Science* (SJR 9,71), *Macromolecules* (SJR 1,99), *Nature Nanotechnology* (SJR 14,31). Причому, значна кількість публікацій видана не лише у топових журналах, але й у великій кількості матеріалів конференцій, таких як *Proceedings of SPIE The International Society for Optical Engineering* (SJR 0,19) тощо, що вказує на важливість участі науковців у роботі таких заходів, зокрема представлення на них своїх результатів.

Для всіх публікацій по світу пов'язаних з «Полімерні композитні матеріали», переважаючими за галузями є «Матеріалознавство», «Інженерія», «Хімія», «Фізика та астрономія» і «Хімічна інженерія» (рис. 2а). Саме фахівці цих галузей знань і формують розвиток науки з використанням полімерних композитних матеріалів. В Україні розподіл за переважаючими галузями такий ж як у світі (рис. 2б), лише з дещо іншими пріоритетами.

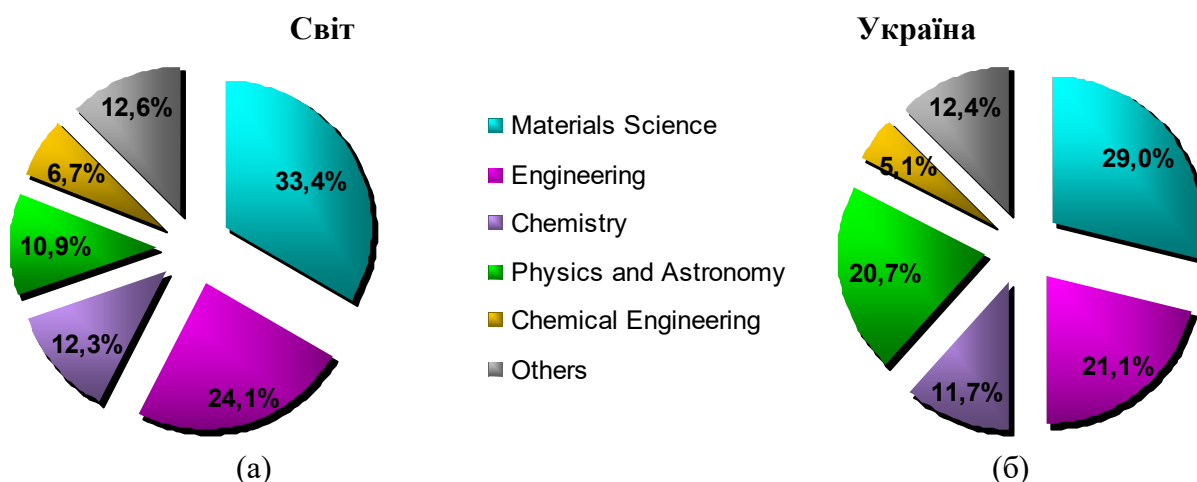


Рис. 2. Переважаючі галузі знань публікацій з «Полімерні композитні матеріали» (Polymer composite materials).

Найбільшими світовими організаціями, що фінансують дослідження в даній галузі – здебільшого організації з Китаю і США: *National Natural Science Foundation of China*, *National Science Foundation*, *European Commission*, *Ministry of Education of the People's Republic of China*, *Fundamental Research Funds for the Central Universities*, *U.S. Department of Defense* тощо.

На основі проведеного аналізу, однозначними є висока актуальність і перспективність досліджень даного напрямку. Полімерними композитними матеріалами займається велика кількість відомих світових науковців, якими опубліковано велику кількість наукових праць, а високий h-індекс є результатом великої їх популярності. Серед країн-лідерів в цій галузі можна виділити: Китай, США, Індія, Японія, Великобританія, Німеччина тощо. Така зацікавленість науковців провідних країн світу і не тільки до даної проблематики свідчить про високе її практичне значення.

Тому для конкурентного розвитку даної галузі в Україні слід залучати фахівців різних галузей знань, зокрема, не лише матеріалознавців, але й інженерів, хіміків, фізиків, хімітехнологів, тощо. Покращувати матеріально-технічну базу та дослідні методики, шукати зацікавлених у результатах досліджень організації, і надалі вивчати передовий досвід, налагоджувати міжнародну співпрацю з науковими центрами передових країн.

## ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ПІДШИПНИКОВОЇ СТАЛІ ШХ15 В ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ РОЛИКОПІДШИПНИКІВ

Доц. Пташенчук В.В.

*Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
v.ptashenchuk@lntu.edu.ua*

Актуальною в даний час є проблема забезпечення високої якості заготовок з підшипникових сталей (ШХ4, ШХ15), які характеризуються високою твердістю (55-60 HRC) та схильні до виникнення теплових дефектів в ході їх оброблення, що призводить до зниження твердості поверхневого шару та погіршення експлуатаційних властивостей. Особливо актуальною проблема забезпечення твердості підшипникової сталі проявляється при обробленні плоских поверхонь, зокрема торцевих поверхонь кілець роликотпідшипників, оскільки цей процес супроводжується підвищеною тепловою напруженістю та є причиною появи припиків, зниження твердості поверхневого шару, що в свою чергу негативно відображається на його роботоздатності.

Для уникнення припиків та забезпечення необхідного рівня твердості підшипникової сталі розроблено абразивний інструментрис. 1 (пат. 61563 Україна. МПК В24Д 5/00, В24В 7/00. Шліфувальний круг / Марчук В.І., Пташенчук В.В.).

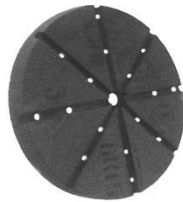


Рисунок 1. Переривчастий абразивний ріжучий інструмент

При обробленні сталі ШХ15 за допомогою такого інструменту вдалося цілком уникнути термічних тріщин та припалювань на оброблюваній поверхні, підвищити твердість поверхневого шару. За результатами експериментальних досліджень фізико-механічних властивостей встановлено, що твердість поверхневого шару після оброблення переривчастим кругом зростає (для досліджуваного зразка твердість зростає на 4 одиниці з 60 до 64 HRC), в той час як після оброблення суцільним кругом твердість поверхні знизилась (рис. 2). Це пояснюється тим, що при шліфуванні металів короточасні теплові імпульси зумовлюють термооброблення поверхневого шару. Швидкість охолодження поверхні заготовки при переривчастому шліфуванні вища швидкості її охолодження при термічній обробці, що приводить до вторинного загартування, утворення дрібнодисперсної аустенітно-мартенситної структури та підвищення твердості.

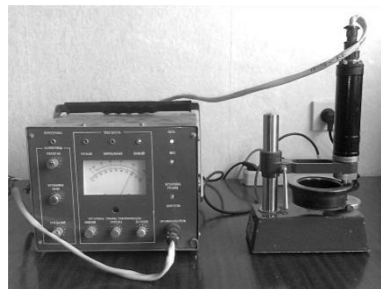
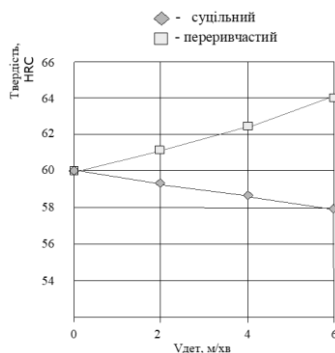


Рисунок 2. Дослідження твердості поверхневого шару підшипникової сталі ШХ15 на електроакустичному твердомірі ТЕА-5

**ВПЛИВ ПОРОУТВОРЮВАЧІВ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ  
ВИСОКОПОРИСТОГО НАНОКОМПЗИТУ  $Al_2O_3-SiO_2$** 

Ст. викл. Руденький С.О., ас. Втерковський М.Я

КПІ ім. Ігоря Сікорського, ІМЗ ім. Є. О. Патона

Вул. Політехнічна 35, корп.9, Київ 03056, Україна, e-mail: [m.vterkovskiy@gmail.com](mailto:m.vterkovskiy@gmail.com)

Пориста кераміка використовується в багатьох напрямках промисловості - як теплоізоляційні матеріали, підкладки хімічних та біологічних каталізаторів, як фільтри для очистки. Такі властивості пористих матеріалів як висока питома поверхня та газопроникність, які доповнюються високотемпературною стійкістю – зумовлюють використання матеріалів на основі оксидів елементів в процесах, де присутні високі температури та агресивні середовище і де використання інших матеріалів не є можливим. За допомогою регулювання технологічних операцій порошкової металургії із керамічних матеріалів можливе отримання виробів з пористістю від 50 до 90 [1].

Як відомо з літературних даних [2,3,] кераміка складу  $Al_3O_2-SiO_2$ , що виготовлена на основі нанопорошків оксидів, представляє значний науковий і технічний інтерес в багатьох розробках виробів і технологічних процесів.

Такі порошки, як крихімічний оксид алюмінію ( $Al_3O_2$ ) і діоксид кремнію ( $SiO_2$  – аеросил) мають високу питому поверхню (близько 40-50 і 175  $m^2/g$  відповідно), що відповідає високій дисперсності частинок порошків в нанодіпазоні (10 – 100 нм), в той же час ці порошки мають вузький діапазон розподілу частинок за розмірами, високу хімічну чистоту та інше. Тому, виготовлена на їх основі оксидна кераміка повинна мати теж значно покращені або й нові властивості. В цьому випадку значний інтерес може представляти виготовлення високопористої оксидної кераміки – композиту складу  $Al_2O_3-SiO_2$  на основі цих порошків.

В даній роботі проводилися дослідження впливу виду пороутворювача (при вмісті 65% об.) на формування структури високопористого наноккомпозиту складу  $Al_2O_3-50\%об.SiO_2$  на основі нанопорошків крихімічного  $Al_3O_2$  та аеросилу  $SiO_2$ .

Висока пористість пресовок і в подальшому спеченого композиту досягалася, при приготуванні шихти змішуванням вихідних нанопорошків  $Al_2O_3$  і  $SiO_2$  з пороутворювачами -  $(NH_4)_2CO_3$ ,  $(NH)_2CO$ ,  $NH_4Cl$  в змішувачі типу “міксер” з додаванням дистильованої води.

Після змішування з пороутворювачами, зразки формувалися при тисках 50 та 250 МПа, а спікання відбувалося за температури 1300 °С на повітрі.

Як показали результати досліджень спостерігається помітна різниця впливу виду пороутворювача на формування порової структури високопористого наноккомпозиту складу  $Al_2O_3-50\%об.SiO_2$ . Результати досліджень наведені у таблиці 1.

Так як пороутворювачі вводяться у вигляді розчину, при кристалізації частинки його повинні зароджуватись і рости на поверхнях частинок порошку. Агломерати в свою чергу складаються з частинок оксиду алюмінію більшого розміру та оксиду кремнію – меншого. Розмір частинок пороутворювача лімітується особливостями кінетики його росту з розчину, а також фізично – розміром порожнин між агломератами та між частинками в агломератах.

Аналіз питомої поверхні та об'єму пор від їх середнього розміру при тиску 50 МПа та 250 МПа для матеріалів із двовуглецевим амонієм, карбамідом та без пороутворювача показав, що при збільшенні тиску пресування по-перше, звужується зона розподілу пор за розмірами, по-друге, незначно підвищується їх середній розмір: від 6 нм при 50 МПа до 12 нм при 250 МПа для карбаміду (табл. 1). Перше пояснюється більш щільним укладанням частинок при збільшенні тиску пресування, що для малих об'ємів при наявності пластифікатора (пороутворювача і залишків дистильованої води) призводить до більш рівномірного розподілу пористості. Збільшення середнього розміру пор – результат збільшення площі контакту між частинками порошків при більшому тиску і тим самим інтенсифікації масопереносу між частинками при спіканні, що призводить до коалесценції пор, тобто збільшення великих за

рахунок малих. Якщо порівняти розподіл пор за питомою площею та об'єму при крайніх тисках, прослідковується зменшення питомої поверхні при підвищенні об'єму для 250 МПа. При цьому з тиском пресування суттєво втрачається загальна пористість спеченого композиту з 55-65% до 35%.

Таблиця 1 – Результати досліджень порової структури нанокompозиту  $Al_3O_2-SiO_2$

Пороутворювач	Двовуглецевий амоній $((NH_4)_2CO_3)$		Без пороутворювача		Карбамід $(CO(NH_2)_2)$	
	50	250	50	250	50	250
Тиск пресування, МПа	50	250	50	250	50	250
Пористість, %	57	49	45	37	67	40
Площа пор, $m^2/g$						
По BET	21.1	18.1	37.3	32.6	198.4	45.7
ВЛН адсорбція	16.6	16.7	35.4	30.2	177.12	42.7
Мікропори $<2nm$	7.4	4.1	9.1	5.7	69.8	7.2
Об'єм, $cm^3/g$						
ВЛН адсорбція, пори 2-300nm	0.0480	0.0682	0.0893	0.1022	0.2612	0.1363
Мікропори $<2nm$	0.0039	0.0023	0.005	0.0029	0.0776	0.004
Розмір пор, nm						
Середній розмір пор за BET	10.19	15.94	10.25	13.4	6.9	12.8

Отже, введення пороутворювача впливає як на мікро так і на макропористість, причому при збільшенні тиску пресування ефект від цього значно зменшується. Судячи зі співвідношень загальної питомої поверхні та поверхні мікропор, можна сказати, що вплив пороутворювача на збільшення мікропор в рази менший впливу на утворення макропор. В тому числі цей процес помітно залежить від тиску пресування зразків матеріалу. І оптимальним в цьому випадку є діапазон тисків 50-100 МПа.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Монин А.В., Земцова Е.Г., Швейкина Н.Б., Смирнов В.М. Синтез микро- и наночастиц оксида алюминия золь-гель методом // Вестник СПбГУ. 2010. Т. 4, № 3. С. 154-157.
2. Fey Chen. Design, Development and Applications of Structural Ceramics, Composites, and Nanomaterials / Fei Chen, Feiyi Li, Kaiyi Wang [and other] // American Ceramic Society. - 2014, vol. 244. - P. 15-24.
3. М. Рассмакин, С.М. Хайрнасов, С.О. Руденький. Свойства капиллярной структуры на основе оксида алюминия для контурных тепловых труб // Наукові вісті.-2003.- №6.- С.40-45.

# АНОМАЛЬНИЙ ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ПІДКЛАДКИ НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНИХ КОНДЕНСАТІВ CU-MO

асп. Рябоштан В.А., Пінчук Н.В., Зозуля Е.В., Зубков А.І.

Національний Технічний Університет "Харківський Політехнічний Інститут"  
м. Харків вул. Кірічова 2

**Вступ.** За існуючими моделями конденсації з парової фази вважається, що розмір зерен матричного металу, отриманого за меншої температури підкладки повинен бути нижчим.[1] В ході експерименту вперше була отримана зворотня залежність. Окрім того було зафіксовано формування аномальної для часток молібдену ГЦК-фази.

**Методика.** Об'єктами досліджень були фольги Cu-0,3ат%Мо товщиною до 50мкм, отримані електронно-променевим випаром компонентів у вакуумі  $\sim 10^{-3}$  Па з подальшою конденсацією з парової фази на неорієнтовану (сіталову) підкладку за різної температури останньої. Дослідження та порівняння структури проводилося методами електронної мікроскопії і рентгенівської дифрактометрії. Зміст молібдену реєстрували рентгеноспектральним аналізом. Міцносні властивості визначали за допомогою ПМТ-3. Умови отримання наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 — Умови отримання, період кристалічної ґратки, середній розмір зерен матриці та твердість конденсованих зразків.

	Т осаду (підкладки)	Період кристалічної ґратки, Ангстрем	Концентрація Мо, ат%	Швидкість конденсації, мкм/хв	Розмір зерна, мкм	Твердість, МПа
Зразок 1	450	3,615	0,3	12	0,25	1000
Зразок 2	100	3,615	0,3	12	0,34	1100
Зразок 3	450	3,615	0	12	3	300
Зразок 4	100	3,615	0	12	1,5	500

**Викладення основного матеріалу дослідження.** В результаті експерименту було встановлено, що легування парового потоку міді трьома десятими атомних відсотків молібдену (0,3%ат.Мо) призводить до десятикратного зниження розмірів мідної матриці у порівнянні з чистою міддю та твердість, що перевищує твердість чистої міді приблизно у 3 рази. (табл.1)

Одним із найважливіших результатів є менший розмір зерна в зразку №1, що був отриманий за більшої температури підкладки, ніж в зразку №2, отриманого за меншої, що є аномальним впливом температури поверхні осаду для вакуумних конденсатів. Детальний аналіз і інтерпретація електроннограм дозволила зробити висновок, що в даних зразках конденсатів Cu-0,3%Мо, як при високій, так і при низькій температурі осаду, формується аномальний структурний стан для часток молібдена — його ГЦК модифікація, а це вказує на те, що молібден має схильність переймати кристалічну решітку матриці міді. (рис.1)

Сукупність експериментальних результатів, отриманих з електронно-мікроскопічних зображень, знятих у різних режимах електронного мікроскопу, а також незмінний період кристалічної ґратки по відношенню до ґратки матриці міді, дозволяє зробити висновок, що увесь молібден в обох зразках Cu-Мо знаходиться в границях зерен матричного металу — міді. (рис.1)

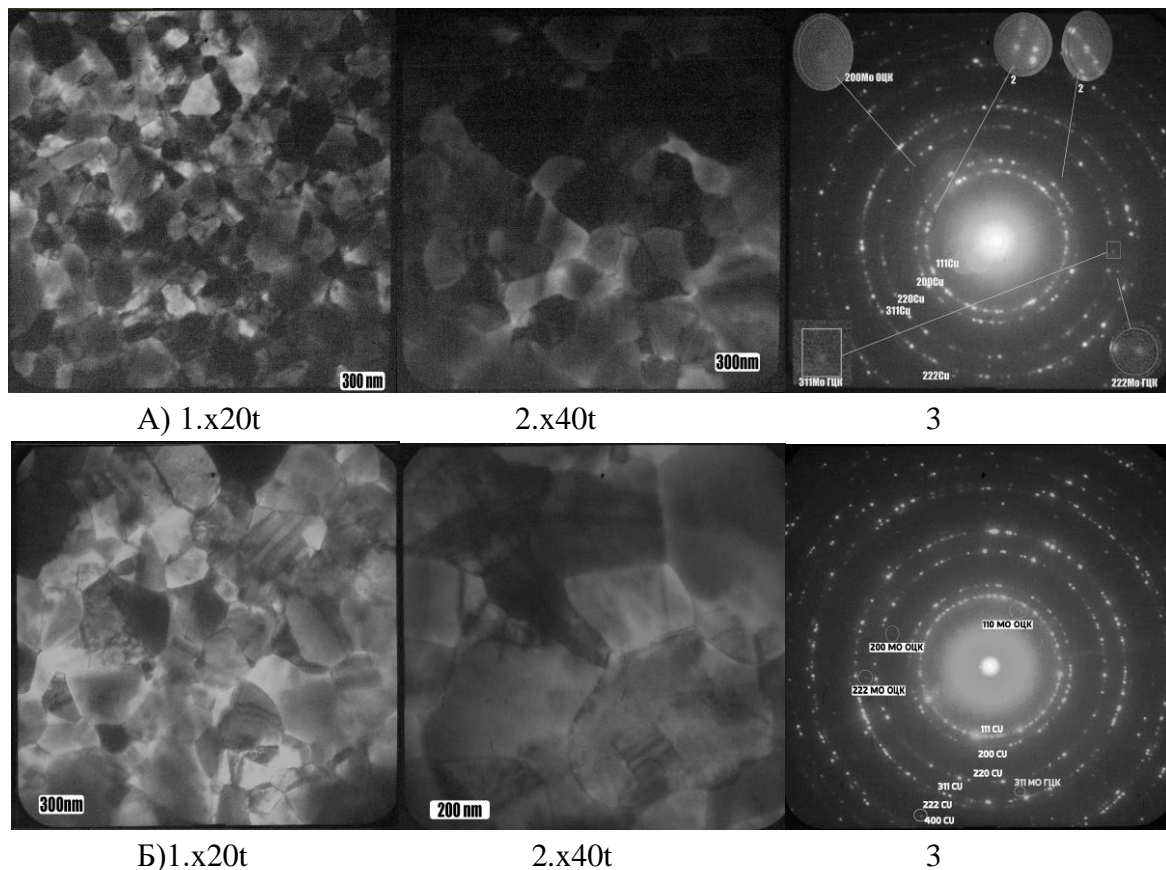


Рисунок 1 - Електронно-мікроскопічні зображення, зняті у різних режимах електронного мікроскопу: а) Зразок 1; б) Зразок 2

Таким чином можна зробити висновок, що аномальна залежність розміру зерна та аномальний стан часток Мо на границях зерен матриці міді пов'язані з сегрегаційними процесами, що відбуваються під час формування конденсатів. Це припущення узгоджується з сучасними роботами, присвяченими даній тематиці.[2,3] Під час конденсації парової суміші атоми Мо утворюють зарнограничні сегрегації, що блокують подальше зростання зерен, а це в свою чергу забезпечує зниження розміру зерна. Формування даного зв'язку відбувається під час конденсації. Можна припустити, що розмір зерен зразку визначається конкуруючими швидкостями зростання зародків мідної матриці і дифузійної рухливості атомів Мо, яка зростає за більшої температури. Тобто у зразку №1 сформувалась більш дисперсна структура за рахунок того, що атоми молібдену швидше дифундували на границі зародків матричного металу міді. Підвищення механічних властивостей відбувається здебільшого за рахунок зниження розміру зерна та часток молібдену на границі зерна. [4]

### Список літератури

1. Палатник Л.С. Механизм образования и субмикроструктура конденсированных пленок / Л.С. Палатник, М.Я. Фукс, В.М. Косевич // М. Наука, 1972.
2. Abdeljawad F., Lu P., Argibay N., Clark B.G., Boyce B.L., Foiles S.M. Grain boundary segregation in immiscible nanocrystalline alloys. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 126. P. 528-539.
3. Sikdar K., Mahata A., Roy B., Roy D. Hybrid thermal stabilization of Zr doped nanocrystalline Cu. *Mater Des.* 2019. Vol. 164. 107564.
4. Dispersion Hardening of Nano- and Submicrocrystalline Vacuum Cu-Mo Condensates, Riaboshtan V., Zubkov A, Zhadko M, Protasenko T. - Interpartner 2021

CALCULATION OF NLO PROPERTIES OF AgGaS<sub>2</sub> CRYSTAL

Ass. Prof. Rudysh M.Ya.<sup>1,2,3,4</sup>, Ass. Prof. Ftomyn N.Y.<sup>1</sup>, Prof. Myronchuk G.L., Prof. Fedorchuk A.O.<sup>5</sup>, Prof. Stadnyk V.Yo.<sup>1</sup>, Ass. Prof. Shchepanskyi P.A.<sup>1</sup>, Prof. Brezvin R.S.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Faculty of Science and Technology, Jan Dlugosz University in Częstochowa  
13/15 Armii Krajowej al., Częstochowa 42-200, Poland  
e-mail: rudysh.myron@gmail.com

<sup>2</sup>Educational and Scientific Physical and Technological Institute, Lesya Ukrainka Volyn National University

9 Potapova str., UA-43025, Lutsk, Ukraine

<sup>3</sup>Physics Faculty, Ivan Franko National University of Lviv  
8 Kyrylo and Mefodii str., Lviv 79005, Ukraine

<sup>4</sup>General Physics Department, Lviv Polytechnic National University  
12 Stepan Bandera str., Lviv 79000, Ukraine

<sup>5</sup>Department of Inorganic and Organic Chemistry, Lviv National University of Veterinary Medicine and Biotechnologies, 50 Pekarska str. Lviv 79000, Ukraine

Ternary semiconductor compounds play an important role among functional materials. In particular, the ternary semiconductor materials of I-III-VI<sub>2</sub> group have recently attracted an attention of researchers due to their potential use in photovoltaics, nonlinear optics, as light emitting diodes, etc. These crystals derive from the binary diamond-like compounds of II-VI group. Silver thiogallate crystal AgGaS<sub>2</sub> is a representative of the I-III-VI<sub>2</sub> crystals group with chalcopyrite structure. This crystal has been intensively studied in recent decades, both experimentally and theoretically. In particular, AgGaS<sub>2</sub> is a promising material for nonlinear optics and optoelectronics, being one of the most common nonlinear optical crystals commercially available for harmonics generation and parametric generation in the middle and far IR range. The study of nonlinear optical properties of the crystal shown that AgGaS<sub>2</sub> possess large nonlinear optical coefficient ( $d_{36} = 39$  pm/V) with the phase matching for the second-harmonic generation fundamental wavelength in the region from 1.8 to 11  $\mu$ m. It also reveals the possibility of its implementation as the optical parametric oscillation, three-wave mixing processes, sum- and difference-frequency generation.

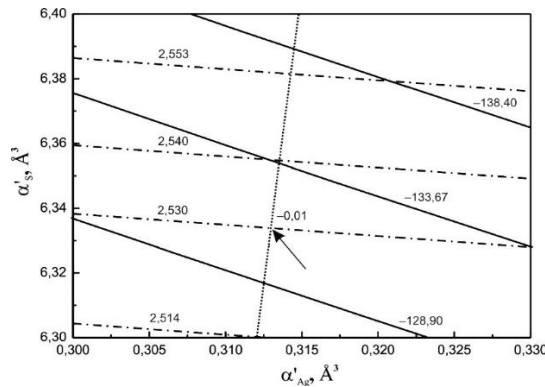
The study is devoted to theoretical simulation of the nonlinear optic properties of the AgGaS<sub>2</sub> crystal based on DES model. DES model of calculations based on classical polarizability theory of optical activity [1] can be successfully applied to determine the parameters of electrogyration, electro-optic and second-harmonic generation effects. According to DES the virtual shift  $x_i$  of electron cloud is calculated using its electronic polarizability  $\alpha$  ( $x_i = (4\pi\epsilon_0/e) \sum_j \alpha'_{ij} E_j^{Loc}$ ,  $\mathbf{E}^{Loc} = \left(\frac{2+\epsilon'}{3}\right) \mathbf{E}^{Ext}$  where

$e$  is the electron charge,  $\epsilon_0$  the permittivity of free space,  $\alpha' = \alpha/4\pi\epsilon_0$  the electronic polarizability volume,  $\epsilon'$  the effective relative dielectric constant,  $\mathbf{E}^{Ext}$  the external electric field). As a result, the main equations of DES approach are:  $\epsilon_{ij}(E_k^{Ext}) - \epsilon_{ij}(0) = 2 \sum_k d_{ijk} E_k^{Ext}$ ;  $a_{ij}(E_k^{Ext}) - a_{ij}(0) = \sum_k r_{ijk} E_k^{Ext}$

;  $\rho_{ij}(E_k^{Ext}) - \rho_{ij}(0) = \frac{180}{n\lambda} \sum_k g_{ijk} E_k^{Ext}$ . Here,  $\epsilon_{ij}$  denotes relative dielectric constants,  $n$  the refractive index,  $\lambda$  the wavelength of light,  $a_{ij}$  the polarization tensor,  $r_{ijk}$  the linear electro-optic tensor of the third rank,  $g_{ijk}$  the electrogyration tensor,  $d_{ijk}$  the second-order nonlinear susceptibility tensor.

The values of the polarizability volumes are varied within a large limited range and chosen when best agreement between calculated and experimental mean refractive index is observed. It is necessary to note that silver thiogallate crystals are optically negative ( $\Delta n < 0$ ) and this peculiarity is, in addition, taken in to account in our calculations (see Fig. 1). In contrast, the experimental measured optical parameters for these materials (in direction [010]) are [2]:  $\rho = 94$  deg/mm (the optical rotation was measured using the high-accuracy universal polarimeter),  $n_o = 2.5532$ ,  $n_e = 2.5066$ , respectively. The following refinement values of electronic polarizability volumes are obtained:  $\alpha'_{Ag} = 0,313 \text{ \AA}^3$ ,

$\alpha'_{\text{Ga}} = 0.010 \text{ \AA}^3$ ,  $\alpha'_{\text{S}} = 6.333 \text{ \AA}^3$  (Fig. 1). The calculated values of refractive indices and optical rotations are:  $\rho_{11} = -131 \text{ deg/mm}$ ,  $\rho_{22} = 131 \text{ deg/mm}$ ,  $\rho_{33} = 0 \text{ deg/mm}$  and  $n_o = 2,5346$ ,  $n_e = 2,5246$ .



**Figure 1.** Contour plot of the calculated optical rotation (solid lines), mean refractive index (dashdotted lines) and linear birefringence (dotted lines) for AgGaS<sub>2</sub> crystals ( $\alpha'_{\text{Ga}} = 0.010 \text{ \AA}^3$ ).

It is known, that information about effective relative dielectric constant is still needed for DES calculations. In our case there is  $\epsilon' = 6$ , respectively. Using this parameter, as well as calculated polarizabilities (at  $\lambda = 632.8 \text{ nm}$ ) we obtained the next values of linear electro-optic coefficients (at constant strain):  $r_{41} = 2.5 \text{ pm/V}$ ,  $r_{52} = 2.5 \text{ pm/V}$  and  $r_{63} = 3.2 \text{ pm/V}$  (the contracted indices are used: 1 = 11, 2 = 22, 3 = 3, 4 = 23, etc). In contrast, components of the  $r_{ij}$  tensor known from the literature are  $r_{41} = 4.0 \text{ pm/V}$ ,  $r_{63} = 3.0 \text{ pm/V}$  [3]. Good agreement of theoretically calculated and experimentally obtained  $r$  components is clearly seen. On the other hand, the calculated value of the electrogyration tensor component (at  $\lambda = 632.8 \text{ nm}$ ) is  $g_{41} = -0.043 \text{ pm/V}$  (experimental value obtained at  $\lambda = 498 \text{ nm}$  is  $2.03 \text{ pm/V}$  [4]).

Using the Clausius–Mossotti equation, one can estimate the wavelength dependence of the  $\alpha'$  to calculate the electronic polarizability volumes for 1064 nm (as has earlier been done, e.g., for the SiO<sub>2</sub> crystals in [1]). As a result, the calculated nonlinear susceptibility are:  $d_{36} = -38.6 \text{ pm/V}$  (literature data  $28.9 \text{ pm/V}$  [3]).

It is necessary to note that the calculation method based on polarizability theory of optical activity [1] have been applied for these materials in [2]. In contrast, the optical rotation and refractive indices were calculated more precisely for AgGaS<sub>2</sub> using only the electronic polarizability volumes for S ions (the values of  $\alpha'_{\text{Ga}}$  and  $\alpha'_{\text{Ag}}$  were neglected) [2]. Nevertheless, the  $\alpha'_{\text{Ga}}$  and  $\alpha'_{\text{Ag}}$  should necessary be taken into account (see e.g., the list of polarizabilities in [5]) in DES model because of values of the non-linear optical parameters strongly depend not only from  $\alpha'_{\text{S}}$  but from the all  $\alpha'_{\text{Ag}}$ ,  $\alpha'_{\text{Ga}}$  and  $\alpha'_{\text{S}}$  polarizabilities, respectively.

This work was supported by Polish National Science Center, “Preludium 15” program, grant No. 2018/29/N/ST3/02901, “Theoretical investigation of physical properties of chalcopyrite semiconductors for solar cell applications”.

1. V. Devarajan, A.M. Glazer, Theory and computation of optical rotatory power in inorganic crystals // Acta Cryst A. –1986. – V.42, – P. 560–569.
2. J. Etxebarria, C.L. Folcia, J. Ortega, Origin of the optical activity of silver thiogallate // J Appl Cryst. –2000. – V. 33, – P.126–129.
3. A. Yariv, P. Yeh, Optical Waves in Crystals: Propagation and Control of Laser Radiation // Wiley, –2002. –P. 604.
4. O. G. Vlokh, A. V. Zarik, I. M. Nekrasova, On the electro-gyration in AgGaS<sub>2</sub> and CdGa<sub>2</sub>S<sub>4</sub> crystals // Ukr. Fiz. Zhurn., –1983. –V. 28, – P. 1334.
5. J.R. Tessman, A.H. Kahn, W. Shockley, Electronic Polarizabilities of Ions in Crystals // Phys. Rev. –1953. –V. 92, – P. 890–895.

**ДО ПИТАННЯ ПРО ПІДВИЩЕННЯ АДГЕЗІЙНО-МІЦНІСНИХ  
ХАРАКТЕРИСТИК ЕПОКСИДНОЇ МАТРИЦІ КОМПОЗИЦІЙНОГО ПОКРИТТЯ  
проф. Савчук П.П.<sup>1</sup>, проф. Петрівський Я.Б.<sup>2</sup>, доц. Савчук Л.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, e-mail  
savchuk71@gmail.com.,

<sup>2</sup>Рівненський державний гуманітарний університет, вул. Пластова, 31, e-mail  
proectorsgu@ukr.net

<sup>3</sup>Волинський національний університет імені Лесі Українки, проспект Воли, 13, e-mail  
ludmila-lutsk@ukr.net

Світові тенденції розвитку матеріалознавства підтверджують науковий інтерес застосування як основи полімеркомпозиційних покриттів (ПКП) епоксидних олігомерів, оскільки вони забезпечують високу адгезійну міцність системи адгезив-субстрат, є технологічними при формуванні, також володіють високими механічними і теплофізичними характеристиками, а при поліфункціональному наповненні дозволяють отримати конкурентний матеріал з комплексом керованих властивостей [1].

Першочерговим завданням на шляху створення нового ПКП є оптимізація складу та режимів формування епоксиполімерного в'язучого. Порівняльні дослідження епоксидно-діанових олігомерів марки ЕД-20 і ЕД-16 в комплексі з модифікаторами (зокрема, ДЕГ-1), підтвердили вищу на 8-12 МПа при розриві і 6-8 МПа при зсуві адгезійну міцність клейових систем при одночасному зниженні величини залишкових напружень в покриттях. Введення каучуку СКН-26 також сприяє підвищенню на 25-30% адгезійної міцності композитів і в 1,5-2,5 рази їх еластичності, що забезпечується додатковим зшиванням структурної сітки матриці за рахунок виникнення нових хімічних зв'язків [1-3].

Природа вибраних твердників залежить від технологічних особливостей формування композицій, що нерідко обмежує використання високотемпературних ангідридних твердників. Однак у випадку застосування твердника ізо-метилтетрагідрофталевий ангідрид в комплексі з прискорювачем полімеризації – триетаноламіном отримані значення максимального напруження при розриві  $\sigma_p = 48,4$  МПа і зсуві  $\sigma_z = 30,1$  МПа вищі на 5,2-6,5 МПа за результати, отримані при використанні низькотемпературного твердника – поліетиленполіаміну. Додаткове зростання адгезійної міцності композицій на основі амінного твердника можливе при підвищенні температури полімеризації до 433-453 К за рахунок збільшення ступеня полімеризації системи на 5-8%, що підтверджується методом ДТА [1,3].

З метою оптимізації температурно-часових параметрів обробки проаналізовано відповідні термограми, основою яких є ступінчастий режим полімеризації, що дозволяє створити необхідні пом'якшуючі умови при появі первинних вузлів зшивання і прискорити структуроутворюючі процеси на заключному етапі зшивання структурної сітки зв'язуючого.

Проаналізовано вплив фізичних полів (ультразвуку, СВЧ) на процес тверднення, структуру і властивості ПКП. Методом ІЧ-спектроскопії встановлено, що УЗ-обробка композицій призводить до підвищення швидкості і повноти процесу зшивання, а також сприяє скороченню часу їх термообробки на 20-30% у порівнянні з необробленими системами. Прискорення процесу тверднення пояснюється більш інтенсивним змішуванням компонентів і рівномірним розподілом твердника в об'ємі матеріалу [3].

Ефективне проведення досліджень не можливе на сьогодні без застосування в експерименті відповідного математичного апарату при його постановці. Застосування в роботі методу Бокса-Уїлсона дозволило отримати адекватні моделі, оцінити величину парної взаємодії між факторами і встановити оптимальний склад полімерної матриці для різних твердників та модифікаторів [3,4].

Таким чином, комбінований вплив на епоксиполімерну систему шляхом підбору відповідних твердників та модифікаторів, оптимізації температурно-часових параметрів полімеризації при одночасному прикладанні фізичних полів і використанні методики

багатофакторного планування експерименту дозволяють максимально підвищити адгезійно-міцнісні характеристики ПКП та забезпечити комплекс керованих властивостей.

#### Література

1. Савчук П.П. Закономерности регулирования структуры и свойств защитных эпоксидных композиционных покрытий / П.П. Савчук, А.Г. Косторнов // Фізико-хімічна механіка матеріалів. Спеціальний випуск № 7. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2008. – С. 453-456.
2. Савчук П.П., Кашицький В.П., Садова О.Л. Формування самоорганізованих структур в процесі фрикційної взаємодії трибопари епоксикомпозит-сталь. – Луцьк: Вежа-друк, 2017. – 172 с.
3. Савчук П.П., Кашицький В.П., Боярська І.В., Матрунчик Д.М. Інтенсифікація процесів структурування епоксикомпозитів: монографія. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2021. – 160 с.
4. Савчук П.П., Кашицький В.П., Савчук Л.А., Люшук О.М. Фрикційні полімеркомпозити з комплексом керованих властивостей: монографія. – Луцьк: Іванюк В.П., 2022. – 136 с.

**ВПЛИВ СТУПЕНЯ ПІДСУШУВАННЯ БІОКОМПОЗИЦІЇ НА МІЦНІСТЬ ПРИ СТИСКАННІ БІОКОМПОЗИТИВ**

**Доц. Садова О.Л., проф. Кашицький В.П., асп. Вишинський М.І.**  
*Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
o.sadova@lntu.edu.ua*

З метою подолання проблеми забруднення планети було проведено велику кількість досліджень для синтезу безпечних екологічних матеріалів, які здатні до розкладання за звичайних умов компостування на безпечні вторинні продукти в кінці їх життєвого циклу [1, 2]. Пакувальний матеріал є одним з синтетичних матеріалів нафтохімічного походження, що характеризується багатотонним щорічним виробництвом, тому потребує першочергової заміни на біорозкладні полімери. Біополімери можуть розкладатися різними способами: CO<sub>2</sub>-нейтральне спалювання (з відновленням енергії), розкладання/деградація у ґрунті, промислове та побутове компостування, термомеханічна переробка, деградація через різні організми (споживання, біодеградація), анаеробне розщеплення з перетворенням в біогаз, розчинення у звичайній та морській воді, хімічна переробка або утилізація на сміттєзвалищах [3].

Інтерес до біокомпозитів швидко зростає з точки зору промислового застосування (автомобілі, залізничні вагони, аерокосмічні, військові застосування, будівництво та пакування) і фундаментальних досліджень завдяки їх значним перевагам (відновлюваність, низька собівартість, технологічність та біодеградабельність). Біокомпозити можна використовувати окремо або як добавки до класичних матеріалів, таких як вуглецеве волокно. Використання біокомпозитних матеріалів покращує безпеку праці в умовах виробництва, знижує вагу виробів, забезпечує декоративний зовнішній вигляд та підвищує екологічність. Відмінність такого класу композитів полягає в тому, що вони біологічно розкладаються і не забруднюють навколишнє середовище, оскільки завданням матеріалознавців є знизити шкідливий вплив виробництва полімеркомпозитів на екологічний стан довкілля. Компоненти для біокомпозитів отримують з відновлюваних джерел, вони є дешевими і можуть повністю піддаватися переробці [4].

В якості наповнювача для формування високонаповнених біокомпозитів використано подрібнені стебла зернових культур розмірами 0,5 мм і 0,7 мм. Вміст наповнювача становив 150 мас. ч. В якості матриці використано розчин глютину, який готували з розрахунку 13 г гранул кісткового клею на 26 г дистильованої води. Розчин підігрівали протягом 1,5 год за температури 50 °С з періодичним перемішуванням для забезпечення однорідності. Далі проводили дозування компонентів. До попередньо підсушеного наповнювача додавали розчин глютину і змішували. Окремо дозували 11 г композиції [5] і поміщали в сушильну шафу за температури 50 °С з метою видалення надлишкової вологи, яка потрапляє в матеріал на стадії приготування матриці. Видалення вологи під час проведення додаткової термічної обробки (основна термічна обробка проводиться в прес-формі під тиском) призводить до утворення тріщин в біокомпозитних матеріалах [5, 6]. Ступінь підсушування (втрата маси) композиції становив 10%, 15%, 20% та 25%. Далі композицію поміщали в форму та піддавали стисненню. Пуансони прес-форми фіксували для забезпечення суцільності матеріалу та піддавали основній термічній обробці: 150 °С з витримкою протягом 2 год (після 1 год необхідно провести додаткове стиснення композиції). Охолодження проводили на спокійному повітрі за кімнатної температури.

Встановлено, що міцність при стисканні підвищується із збільшенням ступеня підсушування композиції. Найнижчу міцність при стисканні 7,9 МПа і 7,2 МПа мають біокомпозити, наповнені подрібненими стеблами зернових культур розмірами 0,5 мм та 0,7 мм відповідно, що мають ступінь попереднього підсушування композиції 10%. Низьку міцність отриманих біокомпозитів можна пояснити надлишком вологи в матеріалі, яка не видаляється під час термічної обробки, оскільки матеріал знаходиться в прес-формі. Із збільшенням

ступеня підсушування композиції до 15% міцність при стисканні зростає в 4,8 рази для біокомпозитів, що наповнені частинками з фракцією 0,5 мм і в 4,4 рази у випадку наповнення фракцією 0,7 мм, що становить 38,2 МПа та 31,8 МПа відповідно.

Ступінь попереднього підсушування композиції 20% дозволив підвищити міцність при стисканні біокомпозитів в 1,3 рази у випадку наповнення подрібненими стеблами зернових культур розміром 0,7 мм і становить 42,2 МПа. У випадку наповнення частинками розміром 0,5 мм міцність при стисканні біокомпозитів зростає в 1,7 рази і становить 63,7 МПа. Отриману вищу міцність в даному випадку можна пояснити вищою дисперсністю наповнювача, оскільки в його об'ємі залишається менший вміст вологи.

Найвищу міцність при стисканні мають біокомпозитні матеріали зі ступенем попереднього підсушування композиції 25%. Встановлено, що міцність при стисканні 79,6 МПа і 82,8 МПа мають біокомпозити, наповнені подрібненими стеблами зернових культур розмірами 0,5 мм та 0,7 мм відповідно, що вище в 1,2-2 рази порівняно із біокомпозитами зі ступенем підсушування 20%. Дещо нижчу міцність при стисканні (на 4%) біокомпозитів із наповнювачем розміром 0,5 мм порівняно розміром 0,7 мм можна пояснити утворенням меншої кількості фізико-хімічних зв'язків між компонентами, що імовірно відбулося через високий ступінь видалення вологи із частинок наповнювача, які є дрібнішими. Також частинки більшого розміру є міцнішими і за рахунок механічного зачеплення мають вищий опір руйнуванню. Тому можна стверджувати, що оптимальний вміст вологи (20-25%) в композиції необхідний для забезпечення утворення зв'язків між глютиновою матрицею та наповнювачем природного походження.

#### Література:

1. Asyraf MRM, Ishak MR, Sapuan SM, Yidris N, Ilyas RA. Woods and composites cantilever beam: A comprehensive review of experimental and numerical creep methodologies. *Journal of Materials Research and Technology* 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.013>.
2. Syafri E, Sudirman, Mashadi, Yulianti E, Deswita, Asrofi M, et al. Effect of sonication time on the thermal stability, moisture absorption, and biodegradation of water hyacinth (*Eichhornia crassipes*) nanocellulose-filled bengkuang (*Pachyrhizus erosus*) starch biocomposites. *Journal of Materials Research and Technology* 2019;8:6223–31. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.016>
3. Ilyas RA, Sapuan SM. The preparation methods and processing of natural fibre bio-polymer composites. *Current Organic Synthesis* 2020;16:1068-70. <https://doi.org/10.2174/157017941608200120105616>.
4. Fazeli, M.; Florez, J.; Simão, R. (9 November 2018). "Improvement in adhesion of cellulose fibers to the thermoplastic starch matrix by plasma treatment modification". *Composites Part B: Engineering*. 163: 207–216.
5. Кашицький В.П., Садова О.Л., Савчук П.П., Малець В.М., Мазурок В.С., Мисковець С.В. Оптимізація складу та технології формування біокомпозитів на основі крохмального в'язучого. *Наукові нотатки*. – Випуск 71. – Луцьк, 2021. – С. 353-359.
6. Кашицький В. П. Розробка біокомпозитів, наповнених продуктами переробки вторинної сировини рослинного походження / В.П. Кашицький, О.Л. Садова, О.В. Заболотний, В.М. Малець, В.С. Мазурок // *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. – Випуск 1 (160). – Вінниця, 2022. – С. 95-102.

**ВИСОКОЕНЕРГЕТИЧНІ МЕТОДИ В ТЕХНОЛОГІЯХ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ****Доц. Самчук Л.М., проф. Рудь В.Д.***Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75**Email: samchuk204@gmail.com, vikdmrud@gmail.com*

Порошкова металургія займає вагомe місце серед перспективних ресурсозберігаючих технологій. Як науковий напрямок порошкова металургія знаходиться на перехресті різних дисциплін: фізики, хімії і механіки деформованих дисперсних тіл, фізики твердого тіла, математики, теоретичного і прикладного матеріалознавства. З цієї точки зору вона має широкі можливості для прогнозування необхідного рівня фізико-механічних властивостей нових матеріалів, що забезпечують необхідні експлуатаційні характеристики деталей найрізноманітнішого призначення. В сучасному машинобудуванні та матеріалознавстві для отримання виробів конструкційного та триботехнічного призначення використовують широку гаму металевих, композиційних та мінеральних порошкових матеріалів. Традиційними технологічними методами виготовлення виробів є отримання порошків необхідного гранулометричного та хімічного складу, формоутворення заготовок, їх спікання. Найбільш енерговитратною операцією є спікання попередньо сформованих заготовок. Як правило, спікання проводиться в захисному, нейтральному середовищі або у вакуумі. Метод пічного синтезу металоподібних сполук в наш час не задовольняє вимоги прикладного матеріалознавства. Тому широко і активно розвиваються інші методи отримання, серед яких слід відзначити синтез в низькотемпературній плазмі, ударно-хвильовий стиск, лазерне спікання і самопоширюваний високотемпературний синтез (СВС). Одним із конкурентоспроможних та енергоощадних напрямків сучасного виробництва є використання в якості вихідних матеріалів природних мінералів та металевих порошків, що отримані в процесі утилізації відходів механообробного виробництва.

Мета роботи – висвітлити деякі, далеко не повні, результати робіт, що виконувалися в Луцькому національному технічному університеті в напрямку застосування енергозберігаючих технологій при виготовленні виробів широкого функціонального призначення із використанням порошків.

В якості вихідних матеріалів використовували порошки титану марки ПТС-1, алюмінію марки АПВ-90, міді ПМС-1,  $Al_2O_3$ . Порошки окалини сталі 18Х2Н4МА, що отримані в результаті утилізації відходів кувално-пресового виробництва «ВО «ТОВ Ковельсьільмаш», порошки нержавіючої сталі AISI430 та сталі ШХ15, що отримані в результаті утилізації відходів шліфувального виробництва СП ТОВ «Модерн-Експо» та ПрАТ «СКФ-Україна». Порошки природного мінералу - сапоніту, хімічна формула  $NaMg_3[AlSi_3O_{10}](OH)_2 \cdot 4H_2O$  Ташківського родовища, Хмельницької області та пороутворювачі різного хімічного складу.

Зразки для досліджень отримували методом двобічного пресування в закритих прес-формах або методом сухого радіально-ізостатичного пресування СР-ІІІ.

Для консолідації шихтової суміші після формування зразків використовували метод самопоширюючого високотемпературного синтезу [1]. Реалізація СВС - синтезу здійснювалася з використанням оригінального обладнання, що спроектовано, виготовлено і захищено відповідними охоронними документами. Для отримання водневого середовища використовували спеціальний генератор газу, СВС-синтез здійснювали в лабораторному реакторі. З метою визначення теплофізичних характеристик процесу, які використані для побудови математичної моделі, був сконструйований і виготовлений калориметр, відомий під назвою калориметрична бомба Бертло, виготовлений з нержавіючої сталі марки 12Х18Н10Т.

В якості експлуатаційних характеристик отриманих матеріалів досліджувалися структурні, фізико-механічні характеристики, триботехнічні та корозійні властивості [2]. Особливу увагу приділялося дослідженню таких експлуатаційних характеристик пористих

проникливих матеріалів (фільтрів), як пористість і її розподіл по об'єму, проникливість та газопроникливість, гряземісткість та корозійна стійкість. Доведена економічна ефективність використання таких матеріалів [3]. Собівартість виготовлення таких фільтрів в два – три рази нижче за аналогічні фільтри, що виготовлені із використанням стандартної технології.

Досліджено фізико-механічні характеристики матеріалу, отриманого методом пічного спікання та методом СВС. Порівняльний аналіз фізико-механічних властивостей матеріалу з однаковим хімічним складом, отриманий методом пічного спікання та методом СВС - процесу, свідчить, що пористість зразків не залежить від методу спікання. Показано, що на деформаційні характеристики та твердість матеріалу метод спікання не впливає. Встановлено, що для зразків з однаковим хімічним складом та пористістю механічні параметри при СВС спіканні зростають у 1,5 рази порівняно з пічним спіканням за рахунок зміцнення зв'язків між компонентами системи. Для зразків отриманих методом СВС при дослідженні структури руйнування спостерігається крихке руйнування, при пічному методі внаслідок статичного стиснення у зразку з'являються глибокі тріщини, що приводять до його руйнування. Таким чином, доведено, що для отримання матеріалів конструкційного призначення доцільно використовувати відходи машинобудівного виробництва зменшивши енерговитрати за рахунок СВС - процесів.

З метою збільшення терміну експлуатації виробів застосовують нанесення на робочі поверхні захисних плівок. До високо енергетичних і енергозберігаючих технологій відносяться методи нанесення плівки за допомогою лазерів [4,5,6]. Використання наведених технологій теж показало їх високу ефективність.

#### Література

1. Рудь В.Д., Самчук Л.М., Савюк І.В. Перспективний енергозберігаючий процес сьогодення – СВС-синтез / В.Д. Рудь., Л.М. Самчук., І.В. Савюк. //Матеріали 6-та Міжнародна науково-практична конференція Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування., 24-25 вересня 2015 р. – Херсон: Херсонська державна морська академія – С. 71- 72.
2. Рудь В.Д. Вплив технології синтезу на структуру та властивості спеченого композиту системи Ti-Fe-C/ В.Д. Рудь, Л.М. Самчук //Вісник Національного технічного університету України "Київський політехнічний інститут". Серія Машинобудування. №64.- С.239-244.
3. Рудь В.Д. Економічне обґрунтування виготовлення та використання фільтрів для водних систем з використанням відходів машинобудування /В.Д. Рудь, В.М. Скіданов, С.А. Савчук, Ю.С. Повстяна// Наукові нотатки: Міжвузівський збірник– 2016. – Випуск 53 – С. 139-143.
4. Жигуц Ю.Ю. Технологія нанесення плівок нано секундними лазерними імпульсами. Ю.Ю. Жигуц, В.Д. Рудь, В.Ф. Лазар // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник– 2021. – Випуск 71– С. 282-285.  
**DOI:** <https://doi.org/10.36910/6775.24153966.2021.71.40>
5. Жигуц Ю.Ю. Технологія лазерного напилення тонких плівок Ю.Ю. Жигуц, В.Д. Рудь // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник– 2021. – Випуск 72– С. 115-119.  
**DOI:** <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2021.72.17>
6. Жигуц Ю.Ю. Особливості властивостей термітних хромокремнієвих сталей Ю.Ю. Жигуц, В.Д. Рудь, Я.П. Легета // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник– 2022. – Випуск 73– С. 270-274.  
**DOI:** <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2022.73.39>

## ОСОБЛИВОСТІ РОБОТИ ВОЛОКОННО-ОПТИЧНИХ ПІДСИЛЮВАЧІВ (EDFA) ЛЕГОВАНИХ ІОНАМИ $\text{Er}^{3+}$

ст.А.А. Семенюк<sup>1</sup>, ст.А.П. Плюта<sup>2</sup>, ст. А.Р. Шульгач<sup>2</sup>, доц.А.Г. Кевшин<sup>3</sup>

Волинський національний університет імені Лесі Українки

*Semenyk\_A@ukr.net,*

*Pliuta.arsenii2020@vnu.edu.ua, Shulhach.andrii2021@vnu.edu.ua, Kevsyin\_A@ukr.net*

Сьогодні оптичні волокна, леговані іонами  $\text{Er}^{3+}$ , знаходять широке використання у якості активного середовища для оптоволоконних підсилювачів EDFA (Erbium Doped Fiber Amplifier), які є невід'ємною частиною сучасних волоконно-оптичних систем передачі інформації. Іони ербію можуть поглинати світло на довжині хвилі 980 нм і перевипромінювати його в діапазоні 1540-1550 нм у вигляді вимушеного або спонтанного випромінювання, що дозволяє підвищувати потужність оптичного сигналу в межах 1,5 мкм. Завдяки цим унікальним властивостям іонів  $\text{Er}^{3+}$ , існує багато матеріалів, які можуть бути використані для створення активного середовища волоконних підсилювачів [1].

Можливість підсилення світла в світловодах, легованих іонами ербію, обумовлюється схемою рівнів енергії даного рідкоземельного елемента. На рис. 1 показана діаграма енергетичних рівнів іону  $\text{Er}^{3+}$ .

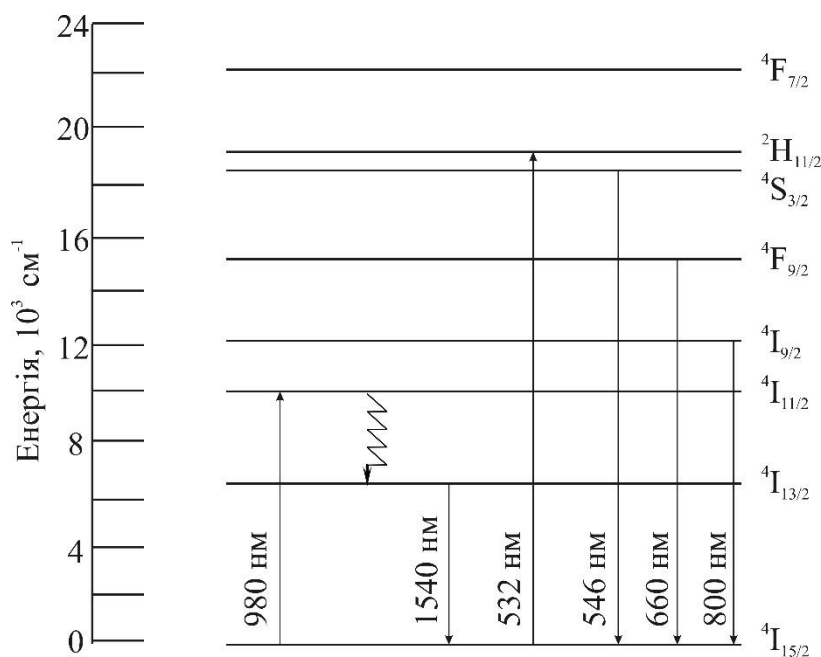
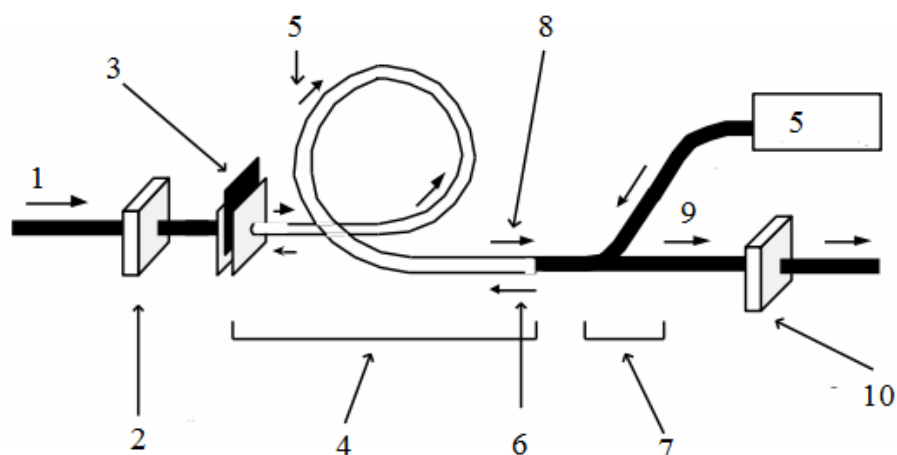


Рис. 1. Діаграма енергетичних рівнів іону  $\text{Er}^{3+}$

Підсилення світла в ербієвому підсилювачі відбувається завдяки переходу між рівнями  ${}^4I_{13/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ . Під дією інфрачервоного світла з довжиною хвилі 980 нм іони  $\text{Er}^{3+}$  переходять в збуджений стан  ${}^4I_{11/2}$  ( ${}^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{11/2}$ ) [2]. Збуджений стан  ${}^4I_{11/2}$  є короткоживучим ( $\tau \approx 1$  мкс), і за рахунок процесів релаксації, система переходить в довгоживучий стан  ${}^4I_{13/2}$  (метастабільний рівень з часом життя  $\tau \approx 10$  мс). Перехід зі стану  ${}^4I_{13/2}$  на основний стан ( ${}^4I_{13/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ ) є випромінювальним переходом, відповідальним за люмінесценцію з максимумом з  $\lambda \approx 1540-1550$  нм.

Підсилювач EDFA складається із відрізка волокна, легованого ербієм. У такому волокні сигнали визначених довжин хвиль можуть підсилюватись за рахунок енергії зовнішнього

випромінювання накачки. На рис. 2 показана схема оптичного підсилювача на основі волокна, легованого іонами ербію.



**Рис. 2.** Схема оптичного підсилювача на основі волокна, легованого іонами ербію

Слабкий вхідний оптичний сигнал проходить через оптичний ізолятор, який пропускає світло в прямому напрямку – зліва направо, але не пропускає розсіяне світло у зворотному напрямку. Далі проходить через блок фільтрів (3), які блокують світловий потік на довжині хвилі накачування, але прозорі до довжини сигналу. Потім сигнал попадає в котушку з волокном, легованим іонами  $\text{Er}^{3+}$  (4). Довжина такої ділянки волокна становить кілька метрів. Ця ділянка волокна зазнає сильного безперервного випромінювання напівпровідниковою лазером (5), встановленого з протилежного боку, з більш короткою довжиною хвилі накачування. Світло від лазера накачування – хвиля накачування (6) – збуджує атоми домішок із збудженого стану в основний стан. Однак за наявності слабкого сигналу відбувається перехід атомів домішок із збудженого стану в основний з випромінюванням світла на тій же довжині хвилі і з тією самою фазою, що спричинив це сигнал. Селективний розгалужувач (7) перенаправляє підсилений корисний сигнал (8) у вихідне волокно (9). Додатковий оптичний ізолятор на виході (10) запобігає попаданню назад розсіяного сигналу вихідного сегмента в активну область оптичного підсилювача.

Як правило в EDFA використовуються лазери накачки з довжинами хвиль 980 та 1480 нм [1]. Лазери накачки з довжиною хвилі 980 нм мають низький коефіцієнт шуму, а лазери 1480 нм дозволяють досягти більшого коефіцієнта підсилення. Виходячи з цих фактів, лазери накачування 980 нм використовуються для підсилювачів та систем з великою кількістю каналів, а лазери 1480 нм застосовуються для потужніших підсилювачів. Компромісом у цій ситуації служить схема подвійного накачування обома типами лазерів. Потужність лазера накачування теоретично рівномірно розподіляється між усіма каналами, тому що більше каналів у системі, тим потужнішим повинен бути лазер накачування або каскад накачування.

#### Список використаних джерел

1. Чадюк В. О. Оптоелектроніка: від макро до нано. Передавання, перетворення та приймання оптичного випромінювання : навч. посіб. У 2-х кн. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, Вид-во «Політехніка», 2019. Кн. 2. 336 с.
2. M. Munzar, S. Koughia, D. Tonchev [et al.]. Optical properties of Er-doped  $\text{Ga}_x(\text{Ge}_{0.3}\text{Se}_{0.7})_{100-x}$  glasses. Opt. Mater. 2006. Vol. 28, № 3. P. 225–230.

**ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРИНЦИПИ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ  
ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ТА ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ  
МОДИФІКУВАННІ ЇХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ МЕТОДАМИ ТФЗ, МДО ТА ПРИ  
ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ**

**доц. Субботіна В.В., доц. Волков О.О., доц. Колупаєв І.М.,  
асп. Краєвська Ж.В., асп. Jiang Di, асп. Ge Xiaole**

*НТУ «ХПІ», м. Харків, вул. Багалия 21,  
volkovoleg1978@gmail.com*

Стан поверхні виробів значною мірою визначає їх властивості [1, 2]. Структурна інженерія поверхні є основним методом досягнення високих функціональних властивостей матеріалів [3, 4] і, відповідно, забезпечує підвищення експлуатаційних властивостей деталей машин та елементів конструкцій. Окремим питанням слід виділити напрямок зварювання тертям з перемішуванням, де основні процеси, які спрямовані на отримання нерознімних з'єднань, відбуваються в поверхневих шарах конструкційних елементів, що з'єднують між собою [5, 6]. Основою сучасних методів структурної інженерії поверхні є модифікування поверхневого шару, де мають місце вельми нерівноважні умови [7, 8]. В більшості технологій це призводить до зменшення розміру зерен-кристалітів до рівня нанометрів [9, 10]. Слід зауважити, що застосування технології термофрикційного зміцнення (ТФЗ) при створенні поверхневих шарів, в рамках модифікування поверхонь, не потребує додаткового легування матеріалу, який зміцнюють, що характеризує цей метод, як екологічний, ефективний та перспективний, в тому числі і з економічної точки зору. В той же час, використання інших технологій модифікування поверхневих шарів передбачає різні підходи до забезпечення в них необхідних властивостей. Для підвищення стійкості таких метастабільних станів використовуються два підходи: легування до малих концентрацій (до 1 ат. %) [11] та багатоелементне легування у співвідношенні елементів, близьких до еквіатомного [12]. При цьому найбільш високі механічні властивості були досягнуті шляхом отримання покриттів з плазмових потоків [13].

Одним із найбільш перспективних методів у цьому напрямі є метод мікродугового оксидування (МДО) [14], який демонструє вискі екологічні показники та може бути доволі економічним залежно від умов електролізу. Використання цього методу забезпечує найбільшу ефективність отримання високотвердих захисних покриттів на вентильних металах (Al, Ti, Mg, Ta, Nb, Zr) [15].

Окрім того, слід зазначити, що до легких металевих елементів (більшою мірою до Al і Ti) з'явився підвищений інтерес, як до матеріалів конструкційних елементів авіакосмічної техніки та двигунів різних модифікацій. У зв'язку з цим технології, що спрямовані на підвищення міцності та твердості цих матеріалів є актуальними та затребуваними промисловістю.

### **Література**

1. Radionenko O. Features of transition modes of friction surfaces with partially regular microrelief [Text]/Radionenko, O., Kindrachuk, M., Tisov, O., Kryzhanovskyi, A. // Aviation. – 2018. – Vol.22, Issue 3. – P. 86-92
2. Panarin V.Y. Creation of a diffusion barrier at the interphase surface of composite coatings reinforced with carbon nanotubes [Text]/Panarin, V.Y., Svavil'nyy, M.Y., Khominych, A.I., Kindrachuk, M.V., Kornienko, A.O. // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2017. – Vol.9, Issue 6. – 06023
3. Sobol O.V. Structural engineering of the vacuum Arc ZrN/CrN multilayer coatings [Text]/Sobol, O.V., Andreev, A.A., Gorban, V.F., Meylekhov, A.A., Postelnyk, H.O., Stolbovoy, V.A. // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2016 – Vol.8, Issue 1. – 01042

4. Sobol O.V. Structural engineering vacuum-plasma coatings interstitial phases [Text]/O. V. Sobol' // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2016. –Vol. 8, Issue 2. – P. 0202
5. Lakshminarayanan A.K., Balasubramanian V. Understanding the parameters controlling friction stir welding of AISI 409M ferritic stainless steel. Metals and materials international. 2011. Vol. 17. № 6. P. 969–981.
6. Galvao I., Leal R.M. Loureiro A.. Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds thin copper sheets. Journal of materials processing technology. 2013. Vol. 213. Iss. 2. P. 129–135.
7. Sevidova, E. , Yu. Gutsalenko, C. Iancu, V. Subbotina, and O. Volkov (2021) *Dielectric protection of aluminum alloys of diamond wheel frameworks by plasma-electrolytic coatings with forming in galvanostatic mode. Fiability & Durability [ISSN 1844-640X. Târgu-Jiu : "C-tin Brâncuși" Univ. of Tg-Jiu], No. 2(28) [URL : [https://www.utgjiu.ro/rev\\_mec/mecanica/pdf/2021-02/2.pdf](https://www.utgjiu.ro/rev_mec/mecanica/pdf/2021-02/2.pdf)], pp. 16-21.*
8. Research of the AK4-1 alloy microarc oxidation modes effect on the composite ceramic coatings erosion resistance [Text]/Lesnevskiy, L.N., Lyakhovetskiy, M.A., Kozhevnikov, G.D., Ushakov, A.M. // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1281, Issue 1. – P. 012048
9. Morton B. D. Nanoscale surface engineering with deformation-resistant core–shell nanostructures [Text]/B. D. Morton, H. Wang, R. A. Fleming, M. Zou. // Tribology letters. –2011. – Vol. 42, Issue 1. – P. 51–58
10. Гуцаленко, Ю. Г. *Світовий досвід та перспективи зміцнення сталей термофрикційної обробкою* /Ю. Г. Гуцаленко, О. О. Волков, К. Г. Янку, М. Руцки // Високі технології: тенденції розвитку. Матеріали ХХІХ міжнар. наук.-техн. семінару, 1-5 лист. 2021 р., м. Харків. – X.: Вид-во НТУ «ХПІ» (онлайн), «Курсор» (друк), 2021. – С. 74-79.
11. Effect of tantalum on the texture of copper vacuum condensates [Text]/Glushchenko, M.A., Belozyorov, V.V., Sobol, O.V., Subbotina, V.V., Zelenskaya, G.I., Zubkov, A.I. // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2017. – Vol. 9. – Iss. 2. – P. 02015,
12. Reproducibility of the single-phase structural state of the multielement high-entropy Ti-V-Zr-Nb-Hf system and related superhard nitrides formed by the vacuum-arc method [Text]/Sobol', O.V., Andreev, A.A., Gorban', V.F., Krapivka, N.A. , Stolbovoi, V.A., Serdyuk, I.V., Fil'chikov, V.E. // Technical Physics Letters. – 2012. – Vol. 38, Issue 7. – P. 616-619
13. Structural engineering of the multilayer vacuum Arc nitride coatings based on Ti, Cr, Mo and Zr [Text]/Sobol, O.V., Postelnyk, A.A., Meylekhov, A.A., Andreev, A.A., Stolbovoy, V.A., Gorban, V.F. // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2017. – Vol. 9, Issue 3. – P. 03003
14. Formation mechanism of oxide layer on AZ31 Mg alloy subjected to micro-arc oxidation considering surface roughness [Text]/Nashrah, N., Kamil, M.P., Yoon, D.K., Kim, Y.G., Ko, Y.G. // Applied Surface Science. – 2019. – Vol. 497. – P. 143772
15. Mechanism of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating by cathodic plasma electrolytic deposition on TiAl alloy in Al(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub> ethanol-water electrolytes [Text]/Wang, S., Xie, F., Wu, X. // Materials Chemistry and Physics. – 2017. – Vol. 202. - P. 114-119

УДК 541.543

## КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ АМОРФНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ В ОРГАНІЧНИХ КИСЛОТАХ

Ст. Теміцька Р.Б.<sup>1</sup>, доц. Герцик О.М.<sup>1</sup>, ст. викл. Ташак М.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Львівський національний університет імені Івана Франка, вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005, Львів, Україна

[ruslana.temitska@lnu.edu.ua](mailto:ruslana.temitska@lnu.edu.ua)

<sup>2</sup>Національний університет «Львівська політехніка», пл. Св. Юра, 5, 79013, Львів, Україна

Принципи створення багатофункціональних конструкційних матеріалів нового покоління та сучасний технічний прогрес висувають більш жорсткі вимоги до металевих матеріалів, які повинні комбінувати в собі особливі механічні, фізичні та хімічні властивості, що інколи важко поєднуються між собою. На відміну від кристалічних матеріалів аморфні металеві сплави (АМС) мають комплекс унікальних хіміко-механічних властивостей [1] та відносно просту схему отримання, що обумовлює широку сферу їх використання та незгасаючий інтерес до вивчення.

Тому дослідження корозійної тривкості стрічкових АМС  $Fe_{78,5}Ni_{1,0}Mo_{0,5}Si_{6,0}B_{14,0}$  та  $Fe_{73,1}Cu_{1,0}Nb_{3,0}Si_{15,5}B_{7,4}$ , зокрема у розчинах органічних кислот, є актуальною науковою проблемою, вирішення якої дозволить підвищити надійність систем, в яких використовуються АМС [2]. Хронопотенціометричне та вольтамперометричне дослідження проводили у 0,01 М, 0,1 М та 1,0 М водному розчині  $CH_3COOH$  з використанням потенціостату Jaissile Potentiostat-Halvanostat IPM 88 PC-R. Мікроскопічні дослідження проводили на скануючому електронному мікроскопі JSM-6480 фірми JEOL.

Показано, що в розчинах ацетатної кислоти корозійна тривкість сплавів даного складу підвищується тим більше, чим вища концентрація кислоти (табл.).

### Результати хронопотенціометричного дослідження АМС у водних розчинах $CH_3COOH$ різної концентрації

$C_{CH_3COOH}$ , моль/л	Поверхня	$Fe_{78,5}Ni_{1,0}Mo_{0,5}Si_{6,0}B_{14,0}$		$Fe_{73,1}Cu_{1,0}Nb_{3,0}Si_{15,5}B_{7,4}$	
		- $E_0$ , В	- $E_{кін.}$ , В	- $E_0$ , В	- $E_{кін.}$ , В
1,0	з	0,42	0,41	0,38	0,35
	к	0,41	0,42	0,20	0,34
0,1	з	0,46	0,45	0,42	0,39
	к	0,45	0,44	0,41	0,36
0,01	з	0,49	0,51	0,42	0,38
	к	0,45	0,51	0,41	0,37

Встановлено вищу корозійну тривкість у розчинах ацетатної кислоти аморфного сплаву  $Fe_{73,1}Cu_{1,0}Nb_{3,0}Si_{15,5}B_{7,4}$ , порівняно з  $Fe_{78,5}Ni_{1,0}Mo_{0,5}Si_{6,0}B_{14,0}$ . Під час контакту досліджуваних аморфних сплавів з агресивним середовищем в розчинах усіх концентрацій потенціал корозії дещо зсувається в анодну сторону, що вказує на формування на поверхні щільних захисних шарів.

На основі мікрофотографій та елементного аналізу поверхонь АМС до та після контакту з агресивним середовищем, встановлено суттєвий вплив елементного складу сплавів. Помітніші зміни простежуються у випадку аморфного сплаву  $Fe_{73,1}Cu_{1,0}Nb_{3,0}Si_{15,5}B_{7,4}$ .

[1] Corrosion Resistance of Modified Amorphous Alloys Based on Iron in Sulfuric Acid / Hertsyk, O.M., Kovbuz, M.O., Hula, T.H., ... Yezerska, O.A., Pandiak, N.L. // Mat. Sci. – 2021. – Vol. 56, Is. 6. – P. 755-763.

УДК 678.549

## ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ БІОКОМПЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ, МОДИФІКОВАНИХ СУЛЬФАТОМ НАТРІЮ

асп. Янчук С.Л., доц. Боярська І.В., проф. Кашицький В.П.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
[i.boiarska@lntu.edu.ua](mailto:i.boiarska@lntu.edu.ua)

Сучасне суспільство вступило в період інтенсивного розвитку нових технологій і нових матеріалів. Значні досягнення фундаментальної науки, інтеграція науки і техніки зумовили зміни, які напрямлені на впровадження конструкційних і функціональних матеріалів природного походження [1-2], що дозволить вирішувати постійно зростаючі екологічні проблеми. Це обумовлено вимогами, які змушують розробляти нові матеріали, щоб знизити витрати на виробництво та шкідливий вплив на навколишнє середовище і в той же час характеризувалися б кращими фізичними або хімічними властивостями, ніж класичні матеріали [3]. Завдяки сучасним дослідженням, що стосуються технології виробництва, хімічного складу компонентів, структури та властивостей готової продукції, за останні роки було розроблено багато нових біокомпозитних матеріалів [4].

Сировинна база для розробки біокомпозитів належить до відновлювальних джерел, що забезпечує стабільність в отриманні компонентів та здатності отримувати сировину в необмеженій кількості [5]. Одночасно виникають проблеми технологічного характеру, які пов'язані з високою тривалістю формування біокомпозитних виробів. Зокрема, існують складнощі з видаленням надлишкової вологи, що потребує підвищення тривалості впливу теплового поля. Тому науковий та практичний інтерес представляє дослідження впливу модифікуючих добавок на інтенсифікацію процесу структурування біополімерної матриці, визначення фізико-механічних характеристик та дослідження структури розроблених біокомпозитних матеріалів.

Формування дослідних зразків полягало в отриманні суміші на основі водного розчину глютину та деревного борошна з добавкою модифікатора (сульфат натрію), який забезпечує інтенсифікацію процесу структурування біокомпозитної композиції. Після отримання розчину глютину вводили порошок сульфату натрію в кількості (17-116 мас. ч.) на 100 мас. ч. розчину з подальшим механічним вимішуванням композиції для досягнення її однорідності. Дозовану кількість готової композиції поміщали в сушильну шафу за температури 50 °С з метою видалення вологи, яка попадає в матеріал на стадії приготування розчину. Після підсушування композицію поміщали у прес-форму, стискали під тиском 10-15 МПа з фіксацією пуансонів для забезпечення високої щільності композиції і уникнення розшарування [6]. Термічну обробку композиції у прес-формі проводили протягом 2 год за оптимальної температури 150 °С, оскільки вищі температури призводять до деструкції поверхневого шару матеріалу через руйнування органічної складової компонентів біокомпозитного матеріалу. Після охолодження до температури 18-20 °С зразок виймають з прес-форми.

Експериментально встановлено, що підвищення межі міцності при стисненні відбувається у випадку введення порошку сульфату натрію в кількості 65-85 мас. ч., що пов'язано з оптимальним вмістом модифікатора в біополімерній матриці (рис. 1). Це забезпечує адсорбцію макромолекул глютину на поверхні частинок деревного борошна, в результаті чого утворюються фізико-хімічні зв'язки. За вищого вмісту в'язучого (83-116 мас. ч.) відбувається зниження міцності при стисненні на 50 %, оскільки збільшується товщина міжчастинкових прошарків, які під механічним навантаженням піддаються пластичній деформації. Це призводить до зміщення локальних об'ємів зразка та утворення бочкоподібної форми зразка, що вказує на домінування пластичного типу деформації.

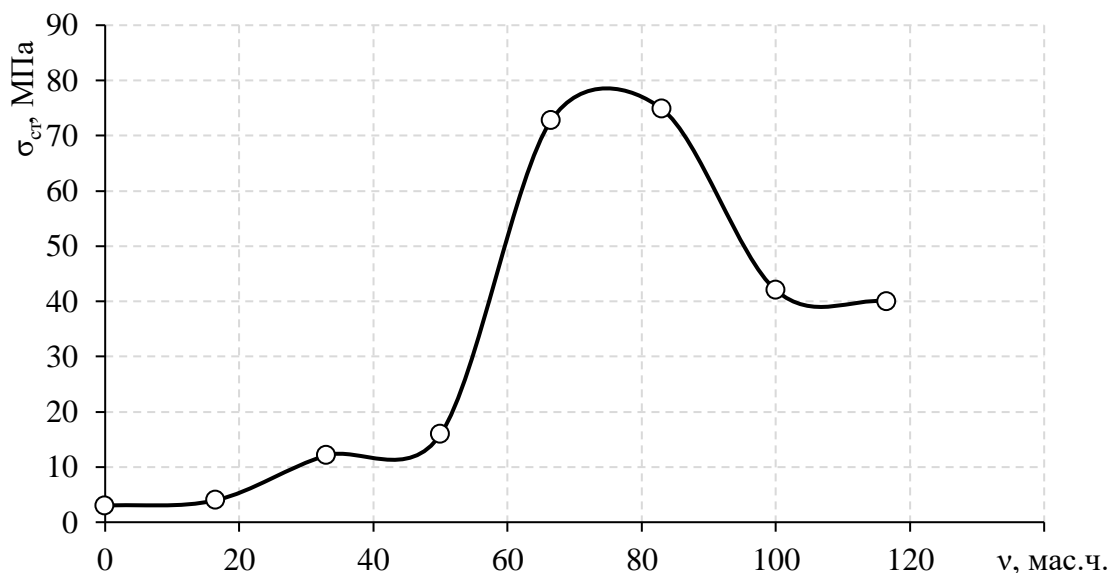


Рис. 1. Залежність межі міцності при стисненні біокомпозитних матеріалів від вмісту модифікуючої добавки (сульфат натрію)

Висновок. Експериментально встановлено, що підвищений вміст порошку сульфату натрію призводить до різкого зниження міцності при стисненні, оскільки за надлишкового вмісту модифікувальної добавки відбувається локальне структурування об'ємів біокомпозитного зразка без рівномірного розподілу біополімерного в'язучого. Це викликає появу концентраторів напружень та неоднорідностей структури, які знижують міцність біокомпозитного матеріалу.

Введення модифікатора в оптимальній кількості 75 мас.ч. забезпечує інтенсивне формування біокомпозитного матеріалу завдяки підвищенню швидкості утворення гелеподібної структури біополімерного в'язучого, що зумовлено утворенням фізичних зв'язків між ділянками амінокислотних макромолекул глютинової матриці та відділення води в окрему фазу за рахунок взаємодії сульфату натрію, молекули якого виступають в якості зв'язуючого агента.

#### Література:

1. Yeh S.K., Al-Mulla A., Gupta R.K., J. Polym. Eng. 2006, 26(8-9),783-804.
2. Periset J.: "The natural, flax and hemp vegetation fibers of Europe", CELC, European Confederation of Flax and Hemp 2009.
3. Jaszewski J., Zajchowski S., Tomaszewska J.: „Badania właściwości kompozytów poliestrowych napełnionych włóknami szklanymi i naturalnymi”, Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna „Problemy Recyklingu 2011”, Józefów k. Otwocka, 5–8 października 2011.
4. Moffit R.L.: “Applications of bio-based resins in thermoset composites”, Ashland Performance Materials, Natural Fibers in Thermoset Composites, Ohio 2010.
5. Mannermaa T.: „Зеленые смолы”, Ashland Performance Materials, Composite Materials: Production, Application and Market Tendencies, Moskwa 2012.
6. В.П. Кашицький, О.Л. Садова, І.В. Боярська, С.Л. Янчук. Інтенсифікація процесу формування біокомпозитів на основі глютину, модифікованих сульфатом натрію. Наукові нотатки. – Випуск 73. – Луцьк, 2022. – С. 113-119.

### Секція 3

## Проблемні питання мікро- та наноелектроніки, телекомунікаційних систем, наноструктурні матеріали

УДК 681.72

### АНАЛІЗ МЕТОДІВ КОНТРОЛЮ ТА ДІАГНОСТУВАННЯ НАНОМОДИФІКОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ

Доц. Денисюк В.Ю., ст. Конончук І.Ю.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
v.denysiuk@lntu.edu.ua

Наноконпозиційні полімерні матеріали (НПМ) за рахунок унікальних електрофізичних (квантових) властивостей все частіше застосовуються у різних сферах науки та техніки. Вони можуть використовуватися в мікроелектроніці, електроенергетиці, медицині тощо, для виробництва високочастотних, світловипромінюючих та світлопоглинаючих радіоелементів (у тому числі сонячних батарей) та інших пристроїв. Наноконпозиційні матеріали мають широкий спектр різновидів зі своєю класифікацією за видом використовуваної основи (матриці) та видом частинок модифікатора. При цьому експлуатаційні властивості використовуваних наноконпозиційних матеріалів залежать від властивостей застосовуваних модифікаторів і матриць, а також їх вагового співвідношення у кінцевому продукті.

В даний час розроблено багато методів контролю, що дозволяють визначити вид та концентрацію нанооб'єктів (НО) у середовищі НПМ. Це методи скануючої зондової мікроскопії, оптичної та коливальної спектроскопії, мессбауеровської спектроскопії, методи радіоспектроскопії, нейтронографії тощо. Ці методи мають високу вибірковість і точність, проте вони не дозволяють отримати об'єктивну інтегральну оцінку впливу НО, впроваджених у полімерну матрицю, на квантові властивості НПМ. Розвиток нанотехнологій у значній мірі визначається рівнем розвитку методів діагностування їх структури та властивостей.

Особливу увагу звертають при створенні та практичному застосуванні взаємодоповнюючих високодозвільних методів діагностування, які забезпечують отримання більш повної інформації про основні фізичні, фізико-хімічні та геометричні параметри наноструктур та процеси, які у них відбуваються.

Для вирішення сучасних завдань діагностування потрібна адаптація до них класичних методів, а також створення нових, насамперед, локальних (до масштабів 0,1 нм) методів дослідження властивостей, які характерні нанометричній геометрії. При цьому методи дослідження наноматеріалів, що розробляються, повинні бути передусім неруйнівними.

У розробці нанотехнологій велику роль відіграє можливість контролювати атомні та електронні процеси *in situ* (діагностика, вбудована в технологію) з високою роздільною здатністю, аж до часу періоду атомних коливань (до  $10^{-13}$  с і менше). Необхідне також вивчення оптичних, електронних, механічних, магнітних та інших властивостей нанооб'єктів на наноскопічному рівні.

Для діагностування наноматеріалів застосовують такі методи дослідження поверхні, як дифракція електронів (електронні просвічуючі та скануючі мікроскопи), методи скануючої мікроскопії (зондовий, магнітно-силова, скануюча, тунельна, атомно-силова тощо), рентгенівська спектроскопія та дифракція (малокутове рентгенівське розсіяння, рентгенівська спектроскопія поглинання), електронна спектроскопія (рентгенівська фотоелектронна спектроскопія, ультрафіолетова електронна спектроскопія, електронна Оже-спектроскопія), оптична та коливальна спектроскопія (раманівська спектроскопія), мессбауерівська (гамма-резонансна) спектроскопія, методи радіоспектроскопії (ядерний магнітний резонанс, електронний парамагнітний резонанс), нейтронографія тощо [1, 2]. Це не повний перелік «наноінструментарію». Створення нових методів вивчення наноматеріалів продовжується.

Майбутній розвиток різноманітних методів діагностування *in situ*, які враховують властивості нанооб'єктів та їх характерні розміри, є базовою частиною створення високороздільних методів вивчення властивостей наноматеріалів. У свою чергу створення

комплексних методів дослідження диктується не тільки технологічними завданнями отримання наноструктур та створення на них основі наступного покоління електронних та оптичних пристроїв, а також специфічними фізико-хімічними властивостями, які часто не укладаються в рамки уявлень, що склалися, про властивості речовини.

Принцип дії електронних мікроскопів [1, 3] базується на взаємодії потоку прискорених заряджених частинок – електронів з речовиною. Просвічуюча електронна мікроскопія (ПЕМ) [1], що заснована на формуванні збільшеного зображення об'єкта потоком електронів, що пройшли крізь об'єкт. Товщина об'єктів, які можна «просвітити» електронним пучком, визначається параметрами режиму роботи мікроскопа (зокрема, прискорювальною напругою, що створюється між анодом і катодом електронної гармати, генерує потік прискорених електронів) і становить від  $10 \text{ \AA}$  до  $10 \text{ мкм}$ . Це вимагає спеціального приготування досліджуваних об'єктів (потонення, приготування реплік), що є досить трудомісткою та тривалою операцією.

Електронна мікроскопія є одним із найважливіших інструментів нанотехнологій та одним з основних прямих методів дослідження наноструктур. Її основними перевагами перед іншими методами є пряме миттєве формування зображення (у тому числі допускає спостереження швидкоплинних процесів *insitu*), висока роздільна здатність, широкий діапазон легко змінних збільшень, велика глибина різкості при високому дозволі, можливість дифракційного дослідження (і, отже, отримання різноманітної інформації про внутрішню структуру будь-якого об'єкта конденсованого стану: будову, впорядкування, дефектності тощо), можливість мікрорентгеноспектрального (елементного) аналізу, фазового аналізу тощо[4].

Дуже важливим напрямом розвитку даної методики є створення високороздільних електронних мікроскопів, що забезпечують дозвіл до кількох нанометрів (і навіть часткою нанометрів), тобто, що дозволяють спостерігати атомарну структуру матеріалів. На сьогоднішній момент електронні просвічуючі мікроскопи мають роздільну здатність до  $0,1 \text{ нм}$ , скануючі – до  $0,4 \text{ нм}$ . У зв'язку з цим застосовують термін «електронна мікроскопія високої роздільної здатності».

Для визначення енергетичних рівнів НО можливо використовувати тунельно-резонансний ефект (ТРЕ), який виникає під час проходження електричного струму через наномодифікований матеріал, що володіє квантовими властивостями. Розробка методів, що дозволяють із достатньою точністю для технологічного контролю визначати вид та концентрацію наночастинок в полімерних нанокompозитах, а також кількість наномодифікатора, необхідну та достатню для появи у НПМ напівпровідникових властивостей, дає можливість здійснювати активний технологічний контроль процесу виробництва НПМ. Останній метод дозволить визначати нові нетрадиційні електрофізичні властивості синтезованих НПМ, а також оцінювати вплив імплантованих НО на зміну електрофізичних макровластивостей НПМ. Крім того, новий метод дозволить оптимізувати технологію синтезу НПМ через визначення мінімальної кількості наномодифікатора, достатньої для появи в НПМ напівпровідникових властивостей, що супроводжуються зміною електрофізичних параметрів нанокompозиту.

1. Методи та засоби мікроскопії: монографія / Антонюк В.С. та ін. Київ : НТУУ «КПІ», 2017. 336 с.

2. Мікроскопія в нанотехнологіях: монографія / Антонюк В.С. та ін. Київ : НТУУ «КПІ», 2018. 260 с.

3. Andrievsky G.V. Comparative analysis of two aqueous-colloidal solutions of C<sub>60</sub> fullerene with help of FTIR reflectance and UV-Vis spectroscopy. *Chemical Physics Letters*. 2022. Vol. 364, №1. P. 8–17.

4. Денисюк В.Ю., Симонюк В.П., Лапченко Ю.С., Шибковський І.А. Метрологічне забезпечення вимірювання механічних та трибологічних властивостей матеріалів на субмікронному і нанометровому діапазонах лінійних розмірів. «Перспективні технології та прилади»: зб. статей. 2020. Вип. 17. С. 33-41.

**АНАЛІЗ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
НАНООБ'ЄКТІВ****Доц. Денисюк В.Ю., доц. Кайдик О.Л., ст. Марчук Н.А.***Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
v.denysiuk@lntu.edu.ua*

Механічні властивості об'єкта характеризують здатність матеріалу чинити опір діючим на нього зовнішнім навантаженням. До основних механічних властивостей об'єкта відносять пружність, міцність, пластичність, а також густину та геометричні розміри. Найчастіше експерименти орієнтовані на визначення модуля пружності (модуля Юнга) як основного зв'язку між механічними напруженнями та відносною деформацією матеріалу [1]. Відповідно до визначення механічних властивостей, їх вимірювання полягає у спостереженні за поведінкою матеріалу під відомими навантаженнями.

Методи випробувань одновимірних нанооб'єктів можна умовно поділити на динамічні та статичні. У першому випадку, як правило, аналізують коливання сформованої з одновимірного нанооб'єкта консольної балки за допомогою оптичного мікроскопа, скануючого електронного мікроскопа (СЕМ) або навіть просвічувального електронного мікроскопа (ПЕМ). У другому випадку стежать за статичною деформацією одновимірного нанооб'єкта за допомогою атомно-силового мікроскопа (АСМ), СЕМ та ПЕМ. Деформація нанооб'єкта здійснюється за допомогою нанорозмірного вістря, яке закріплене у спеціальному маніпуляторі нанометрових переміщень. У випадку атомно-силового мікроскопа прилад вже містить вістря як елемент конструкції.

Першу спробу вимірювання механічних властивостей індивідуальних нанооб'єктів було реалізовано динамічним методом [2]. З багатостінних вуглецевих нанотрубок було сформовано консольні балки шляхом фіксації одного з кінців трубок на підкладці. У ПЕМ такі трубки виглядали розмитими через теплові вібрації. Нагрівання підкладки призводило до збільшення розмиття, тобто амплітуди теплових коливань.

Головною перевагою цього методу є відносна простота реалізації за наявності установки ПЕМ. З іншого боку, саме теплове розмиття заважає проконтролювати, наскільки однорідний переріз уздовж нанотрубки. Поблизу точки закріплення нанотрубки це, в принципі, можна зробити, але чим далі від неї, тим сильніші теплові вібрації. Для погашення цих теплових вібрацій потрібно охолодити систему до криогенних температур, що значно ускладнить встановлення. Крім того, при реалізації цього методу на практиці, оскільки теплове розмиття зазвичай мале, важливо вміти відрізнити корисний сигнал від паразитного та особливу увагу приділити боротьбі із зовнішніми шумами (механічними вібраціями, електромагнітними наведеннями).

Для підвищення співвідношення сигнал/шум був розроблений більш перспективний спосіб, в якому вібрації достатньої амплітуди збуджуються зовнішнім джерелом. Порушувати коливання консольних вуглецевих нанотрубок можна за допомогою змінного електричного поля.

Група статичних методів визначення механічних характеристик одновимірних нанооб'єктів заснована на аналізі деформації нанооб'єкта при статичному впливі на нього різними мікромеханічними пристроями, де вуглецеві нанотрубки фіксувалися між двома консольними балками мікронних розмірів, при цьому одна балка була набагато жорсткіша за іншу. Жорстка балка за допомогою п'єзоприводу могла переміщатися у вертикальному напрямку. За допомогою скануючого електронного мікроскопа вимірювали розтяг нанотрубки під дією сил з боку м'якої балки під час переміщення твердої балки.

Статичні методи зручніше реалізовувати з допомогою АСМ. АСМ отримує зображення за допомогою спеціального зонда балки, реєструючи його вигин у різних точках поверхні зразка. Зонд можна також використовувати і для проведення механічних експериментів у якості мікромеханічного пристрою. Можливості мікроскопа дозволяють проводити різні

варіанти деформацій нанооб'єктів, що робить цей метод найбільш популярним в області дослідження механічних показників нанооб'єктів.

За допомогою АСМ було досліджено латеральні деформації наностержнів SiC [2]. Для цього були виконані такі приготування. Наностержні випадковим чином розподілялися на підкладці монокристалічного сульфіді молібдену, що має низький коефіцієнт тертя. Потім за допомогою тіньової маски на підкладку було нанесено квадратні майданчики SiO<sub>2</sub>, що фіксують деякі трубки.

За допомогою АСМ було здійснено пошук консольних стержнів, закріплених одним кінцем під квадратним майданчиком, виміряні їх геометричні розміри. Потім зондом атомно-силового мікроскопа здійснювалася латеральна деформація стержня, доки за певної деформації кінчик стержня не прослизав уздовж зонда, що повертало стержень назад, у вихідний, недеформований стан. Для зменшення тертя стержнів об підкладку при згинальних маніпуляціях вимірювання проводилися у рідині.

Найчастіше у наномеханічних АСМ-експериментах досліджують нормальні деформації нанооб'єктів, наприклад, спеціальних зразків – наномостиків. Такі зразки можна зробити із нанотрубок, наніши їх на підкладку із заглибленнями. Частина нанотрубок перекиє заглиблення, і вийдуть наномостики.

Подібним чином у роботі [3] були приготовлені зразки для вимірювання модуля Юнга одностінних та багатостінних вуглецевих нанотрубок. Нанотрубки диспергувалися в етанолі і осаджувалися на поверхні добре полірованої мембрани з анодованого алюмінію для ультрафільтрації з мікронними порами. При скануванні у контактному режимі балка прогиналася під дією сили з боку зонда.

Пізніше у роботах [4, 5] було запропоновано сучасну реалізацію вимірювань нормальних деформацій нанооб'єктів – триточкова методика. В ній замість серії топографій підвішених нанооб'єктів при різній силі притискання зонда вимірюються силові криві в різних точках наномостика, із яких потім розраховується профіль жорсткості наномостика. На відміну від попереднього результату цього методу не залежать від початкового прогину трубки.

Узагальнюючи вище сказане, можна стверджувати, що статичні методи вимірювання одномірних нанооб'єктів мають більшу точність. Реалізація статичних методів атомно-силовим мікроскопом, у порівнянні з методами на базі електронної або оптичної мікроскопії, не вимагає додаткового стороннього пристрою для деформації одновимірного нанооб'єкта. Атомно-силовий мікроскоп вже містить його у собі у вигляді зонда. Триточковий метод вимірювання механічних характеристик є найбільш популярним через простоту реалізації та гарну точність вимірювань.

#### Літературні джерела

1. Sader J.E., Chon J.M., Mulvaney P.P. Calibration of rectangular atomic force microscope cantilevers. *Review of Scientific Instruments*. 2019. Vol. 70, P. 3967.
2. Treacy M., Ebbesen T., Gibson J. Exceptionally High Young's Modulus Observed for Individual Carbon Nanotubes. *Nature*. 2016. Vol. 381. P. 678–680.
3. Salvetat J., Bonard J., Thomson N., Kulik A. Mechanical Properties of Carbon Nanotubes. *Applied Physics A*. 2019. Vol. 69. P. 255–260.
4. Cuenot F. Elastic modulus of polypyrrole nanotubes. *Physical review letters*. 2020. Vol. 85, №8. P. 1690–1693.
5. Денисюк В.Ю., Симонюк В.П., Лапченко Ю.С., Шибковський І.А. Метрологічне забезпечення вимірювання механічних та трибологічних властивостей матеріалів на субмікронному і нанометровому діапазонах лінійних розмірів. «Перспективні технології та прилади»: зб. статей. 2020. Вип. 17. С. 33-41.

**СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗРОБКИ СОНЯЧНИХ ПАНЕЛЕЙ**

ст. І.Ю. Дирда, ст. Д.С. Серeda, доц. А.Г. Кевшин

*Волинський національний університет імені Лесі Українки**Kevsyin\_A@ukr.net*

Альтернативні та відновлювані джерела енергії, такі як вітер та сонячне світло, привертають велику увагу дослідників у всьому світі. Інтерес до них викликаний вирішенням екологічних завдань та обмеженістю традиційних земних ресурсів. Особливе місце серед альтернативних та відновлюваних джерел енергії займає фотоелектричне перетворення сонячної енергії. На сьогоднішній день особливо актуальним є питання підвищення ККД сонячних батарей.

Новаторським рішенням у галузі використання енергії сонця, здатним перевернути поточні уявлення про геліоенергетику, може стати використання кремнію в тандемі з іншим додатковим матеріалом, що поглинає сонячні промені.

Основною технологією виробництва більшості сучасних фотоелектричних сонячних панелей є застосування осередків із пасивним випромінювачем та заднім контактом (PERC). Вона забезпечує ККД модулів від 10 до 21%. Завдяки технологіям тунельно-оксидного контакту, що пасивує TOPcon, ККД гелео-модуля може наблизитися до 25%. Але щоб вийти за межі 20-25% ККД, потрібний принципово інший підхід. Кращими матеріалами для поєднання з кремнієм з точки зору ефективності є напівпровідники III-V груп, особливо GaAs, при використанні яких лабораторні зразки елементів продемонстрували ККД більше 32%, або перовскити на основі галогенідів металів, для яких лабораторні зразки показали ефективність 29,8%.

ККД панелей на одноперехідних сонячних елементах, виготовлених з одного напівпровідникового матеріалу, досягає при природному сонячному освітленні значень в 29-30%, у той час як для багатоперехідних тандемних елементів ККД вищий, що досягає при концентрованому сонячному світлі значень більше 50%. Спостереження за сонцем є обов'язковим для таких високоефективних елементів, але це потребує додаткових витрат.

Ще одним, але вже більш простим способом підвищення ефективності роботи сонячних панелей може стати масове впровадження технологій сонячних трекерів, які подібно до природних механізмів у соняшника, повертають панелі слідом за сонцем. Спеціальна програма враховує місце розташування панелі (координати та висоту), прораховує, де саме буде знаходитись сонце в кожен відрізок часу, і, виходячи з цього, трекер повертається у найбільш вигідне положення. Це дозволяє збільшити ефективність використання сонячних панелей приблизно на 25-30%, а деяких регіонах – на цілих 40-50% проти модулів з фіксованим кутом. На сьогоднішній день застосовуються як прості одновісні, так і двовісні трекери.

Всі сонячні панелі знижують ефективність при підвищенні температури, а їх оцінка ККД проводиться за допомогою температурного коефіцієнта, який відповідає процентному зниженню ККД при підвищенні температури на 10°C. Тому в періоди екстремальної спеки відбувається зниження повного ККД, але при цьому дані періоди зазвичай супроводжуються яскравим сонячним світлом, тому вихідна потужність сонячної електростанції буде високою. Ці фактори легко врахувати, але треба знати, що різні технології мають різні температурні коефіцієнти: від -0,4% для найгіршого випадку до -0,25% для кращого.

Низькі температури, навпаки, сприятливі для сонячних панелей. За них вони працюють набагато ефективніше. Також необхідно враховувати, що вони проходять циклічні випробування в діапазоні температур від -40 до +85 °C, тому сильні морози не повинні бути проблемою. Двосторонні сонячні панелі, що дозволяють поглинати відбите сонячне світло на тильній стороні, також генеруватимуть енергію та нагріватимуться при покритті снігом їх лицьової сторони. Перевага даних панелей полягає в тому, що сніг, що торкається панелі, достатньо швидко тане для свого зісковзування, в результаті чого панелі самоочищаються.

Вирішити проблему короткострокових перепадів виробітку електрики під час похмурих днів можливо за рахунок впровадження систем зберігання електроенергії. Одним із способів вирішення цієї проблеми є децентралізоване виробництво електроенергії та перетворення її на сонячне паливо. Перехід до все більш високої ефективності дуже важливий для мінімізації використання площ, необхідних для фотоелектричних систем. З такими технологіями, як тандемні або триперехідні елементи, протягом наступних двох десятиліть ми очікуємо, що модулі матимуть ККД, близький до 40%. Це вдвічі перевищує сучасний середній ККД модулів і, отже, відразу зменшиться необхідне використання землі вдвічі.

#### **Список використаних джерел**

1. Альтернативні джерела енергії у підвищенні енергоефективності та енергонезалежності сільських територій : колективна монографія ; за ред. І. О. Яснолоб, Т. О. Чайки, О. О. Горба. Полтава :Видавництво ПП «Астрая», 2019. 276 с.
2. <https://razumkov.org.ua/statti/perspektyvni-tehnologii-fotoelektrychnoi-soniachnoi-energetyky>.

**ОСОБЛИВОСТІ ФУНКЦІОНУВАННЯ РІЗНОНАПРАВЛЕНИХ СИСТЕМ  
АНТЕН СТІЛЬНИКОВОГО ЗВ'ЯЗКУ**

Доцент Заблоцький В.Ю., Захарчук М.Д.

Луцький національний технічний університет, м.Луцьк, [v.zablotsky@lntu.edu.ua](mailto:v.zablotsky@lntu.edu.ua)

Останнє десятиліття безпроводові технології розвивалися величезними темпами, створюючи тим самим нові і поліпшені послуги при менших витратах. Це призвело до збільшення використання ефірного часу та збільшення кількості абонентів. Найбільш практичним вирішенням цієї проблеми є використання просторової обробки. Ендрю Вітербо, засновник Qualcomm Inc висловлював думку, що просторовий процес є багатообіцяючим, якщо не самим перспективним в еволюції систем множинного доступу.

Просторова обробка - основний принцип передачі інформації, покладений в основу адаптивних або розумних антен. Хоча може здатися, що адаптивні антени з'явилися нещодавно, вони відносяться до часу Другої світової війни (формувавч Бартлетта).

Проводиться велика кількість досліджень щодо адаптивних алгоритмів та алгоритмам визначення кутів спрямування для розумних антенних систем. Оскільки спостерігається збільшення кількості користувачів (у тому числі за рахунок використання gprs-трекерів) та попиту на послуги бездротового зв'язку в геометричній прогресії, виникає потреба в більш широкій зоні покриття і необхідності в покращенні якості передачі. Системи розумних антен дозволяють вирішити цю проблему.

Підтримка пропускної здатності завжди була проблемою, оскільки кількість послуг і абонентів зростало, відповідно зростало і навантаження. Для задоволення потреб в ємності, необхідної для зростаючого числа абонентів, стільниковий зв'язок розвивався протягом багатьох років.

З самого початку було відомо, що ємність мережі буде проблемою, особливо коли кількість каналів або використовуваних частот буде заповнена. Отже, для досягнення необхідної пропускної здатності, необхідної для тисяч абонентів, необхідно було спроектувати стільникову структуру; приклад отриманої структури зображений на рис. 1.

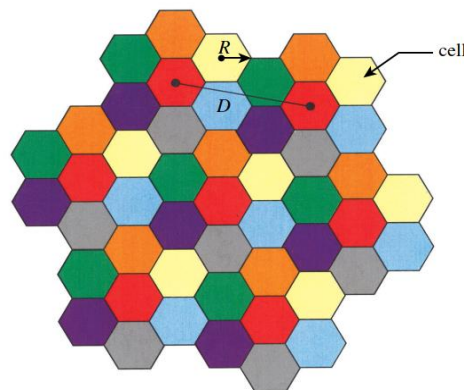


Рисунок 1. Схема структури стільникового зв'язку

Кожна заштрихована шестикутна область на рис. 1 являє собою невелику географічну область, названу осередком з максимальним радіусом  $R$ . У центрі кожної області знаходиться базова станція, оснащена різнонаправленою антеною з заданим діапазоном частот. Базовим станціям в сусідніх областях призначені смуги частот, які містять різні частоти в порівнянні з сусідніми областями.

Зона покриття обмежена межею області, та ж смуга частот може використовуватися для різних областей, які відокремлені один від одного відстанями, досить великими, щоб підтримувати рівні перешкод нижче граничних значень для інших.

Процес проектування вибору і розміщення тієї ж смуги частот для різних областей

базових станцій стільникового зв'язку в системі називаються повторним використанням частоти.

Осередки, які мають однаковий зафарбований малюнок, використовують однаковий частотний спектр. У перших розгорнутих системах стільникового радіозв'язку була обладнана різнонаправленою антеною з типовою амплітудною діаграмою, яка показана на рис. 2. Оскільки лише невеликий відсоток від загальної енергії досягав кінцевого користувача, енергія що залишалась випромінювалася в небажаних напрямках.

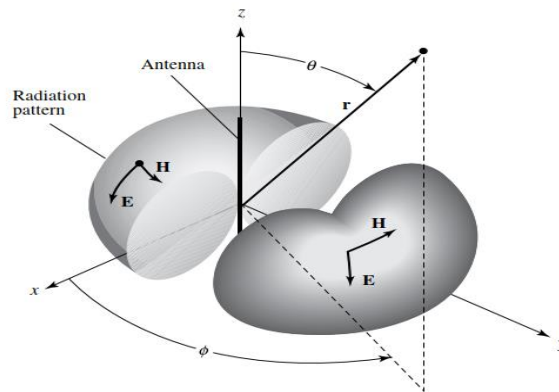


Рисунок 2. Схема функціонування різнонапрвленої антени стільникового зв'язку

По мірі збільшення числа користувачів росли і перешкоди, що зменшували пропускну здатність. Безпосереднім вирішенням цієї проблеми було розділення осередку на більш дрібні осередки. Застосування такого методу дозволило оптимізувати роботу мережі, а метод отримав назву розщеплення. Поділ осередків, як показано на рис. 3. розділяє перевантажену область на більш дрібні, які називають мікро-комірками, кожна зі своєю власною базовою станцією і відповідним зменшенням висоти антени і потужності передавача. Поділ осередків збільшує пропускну здатність за рахунок зменшення радіусу комірки  $R$  і збереження незмінного відношення  $D/R$ .

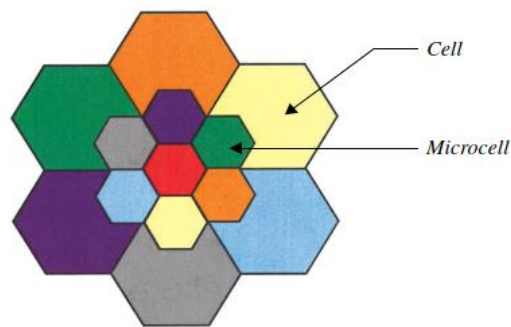


Рисунок 3. Схема перерозподілу комірок

$D$  – це відстань між центрами кластерів. Недоліками поділу осередків є витрати, пов'язані з установкою нових базових станцій, збільшення кількості передач обслуговування (процес передачі зв'язку від однієї базової станції до іншої, коли мобільний об'єкт переміщається з одного осередку в іншу).

У міру того, як попит на бездротові послуги ріс ще вище, кількість частот, призначених одній області, в кінцевому підсумку стало недостатнім для підтримки необхідної кількості абонентів. Таким чином, стало необхідним застосування технології стільникового зв'язку для забезпечення більшої кількості частот на зону покриття. Цей метод називається секторизація осередків, коли одна різнонаправлена антена замінюється на базовій станції декількома спрямованими антенами.

Зазвичай осередок ділиться на три сектори по 120 градусів кожен. Таким чином, антена

поділена на кілька частин за секторами спрямованості, як показано на рисунку 4.

При розбитті на сектор ємність збільшується, при цьому радіус області залишається незмінним і зменшується співвідношення  $D/R$ . Іншими словами, за рахунок зменшення кількості осередків в кластері і, таким чином, збільшення повторного використання частоти досягається покращення пропускної здатності. Однак для цього необхідно зменшити відносні перешкоди без зменшення потужності передачі.



Рисунок 4. Оптимізація антени стільникового зв'язку

Перешкоди в суміщеному каналі в таких стільникових системах зменшуються, оскільки лише дві сусідні області створюють перешкоди замість шести для різнонаправленого випадку, рис 5.

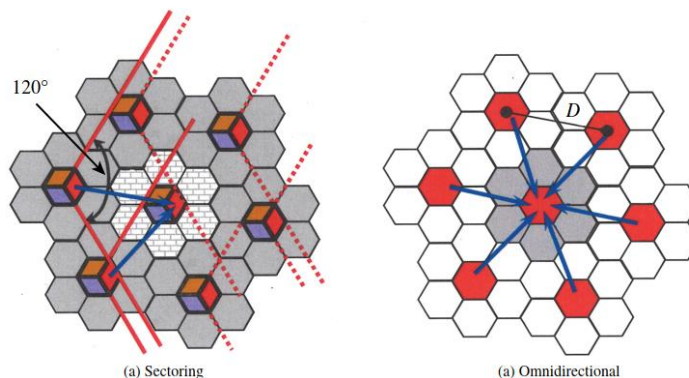


Рисунок 5. Схеми функціонування стільникового зв'язку: секторальна та різнонаправлена

Недоліком під час покращення співвідношення сигнал/перешкода ( $S/I$ ) і збільшення пропускної здатності є збільшення кількості антен на базовій станції, а також зниження трекінга через секціонування каналу на базовій станції, що впливає і на ефективність трекінга, тобто кількості користувачів, яким можуть бути запропоновані послуги з певною конфігурацією фіксованої множини частот.

#### Література

1. Ільченко М.Ю., Кравчук С.О. Сучасні телекомунікаційні системи. – К.: НВП «Вид-во «Наукова думка» НАН України». – 328 с.
2. В.Ю. Заблоцький А.А. Ткачук, Й.Р. Селепина, С.А. Мороз, Т.В. Терлецький Дослідження режимів роботи базових станцій мереж стільникового зв'язку. - Вісник Хмельницького національного університету (Технічні науки). – Хмельницький: Видавництво ХНУ, 2019. - №2, С. 128-134.
3. А. Tkachuk, V. Zablotskyi, O. Zabolotnyi, Dagmar Cagaňová, N. Yakymchuk Basic Stations Work Optimization in Cellular Communication Network. - 6<sup>th</sup> EAI International Conference on Smart Cities in Krynica-Zdroj, Poland on October 8-10, 2019.

**ОСОБЛИВОСТІ ЕФЕКТУ ПЕРЕМИКАННЯ З ВИСОКООМНОГО В  
НИЗЬКООМНИЙ СТАН В НАПІВПРОВІДНИКОВИХ МОНОКРИСТАЛАХ З  
НЕОДНОРІДНИМ РОЗПОДІЛОМ ДОМІШОК**

доц. Коваль Ю.В.<sup>1</sup>, доц. Ящинський Л.В.<sup>1</sup>, проф. Федосов С.А.<sup>2</sup>, доц. Захарчук Д.А.<sup>1</sup>,  
студ. Дмитрук О.О.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Луцький національний технічний університет,  
вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: [y.koval@lntu.edu.ua](mailto:y.koval@lntu.edu.ua)  
<sup>2</sup>Волинський національний університет імені Лесі Українки  
вул. Потапова, 9, м. Луцьк, e-mail: [fedosov.serhiy@gmail.com](mailto:fedosov.serhiy@gmail.com)

Дослідження впливу домішок на появу від'ємного диференціального опору і ефекту перемикання з високоомного стану в низькоомний для напівпровідникових монокристалів є актуальним через можливість в такий спосіб керувати досить великими струмами в різноманітних електричних колах.

В даній роботі вивчався вплив неоднорідностей домішки Те на ефект перемикання в кристалах CdSb при різних рівнях інтенсивності освітлення. Знімалися вольт-амперні характеристики (ВАХ) зразків, вирізаних паралельно (І група) і перпендикулярно (ІІ група) до осі росту кристалу. За одержаними експериментальними даними розраховувалися залежності густини струму від напруженості електричного поля ( $j=f(E)$ ).

Виявлено, що для, як освітлених, так і неосвітлених зразків обох груп, зростання напруженості електричного поля відбувається до значень, при яких джоулева теплота, що виділяється на зразках, стає достатньою для іонізації донорного рівня телуру. При цьому відбувається лавиноподібний перехід електронів у зону провідності, що приводить до стрибка густини струму. В свою чергу, із зростанням інтенсивності освітлення, як для зразків вирізаних паралельно, так і перпендикулярно до осі росту кристалу, спостерігається зменшення порогових величин напруженості електричного поля, що пов'язується із зростаючою фотоіонізацією домішкового рівня телуру. Тобто, зростання фотоструму дозволяє досягнути необхідного для розігріву зразка значення густини струму при менших електричних полях.

Поряд з тим, для зразків різних груп виявлено суттєву різницю порогових значень напруженості електричного поля при однакових умовах. Порогові значення напруженості електричного поля в зразках, вирізаних паралельно до осі росту кристалу, приймають набагато більші значення, ніж у зразках, вирізаних перпендикулярно до даної осі. Це пов'язується з існуванням компенсуючих електричних полів між шарами росту.

Необхідно також зауважити, що зростання інтенсивності освітлення призводить до поступового наближення порогових значень напруженості поля в зразках першої групи до значень для зразків другої групи, що може бути пов'язано зі зміною (при освітленні) амплітуди потенціального рельєфу ( $\delta$ ), утвореного шаровими періодичними неоднорідностями (ШПН) в розподілі легуючої домішки в напрямі росту кристалу.

Відомо, що:

$$\delta = \frac{e^2 \cdot N_d^{\frac{2}{3}}}{\chi \cdot n_{екр}^{\frac{1}{3}}}$$

де  $\chi$  - діелектрична проникність,  $n_{екр}$  і  $N_d$  - концентрації екрануючих носіїв заряду і заряджених дефектів відповідно.

З даного виразу слідує, що при збільшенні концентрації екрануючих носіїв заряду, яке, в свою чергу, зумовлюється фотоіонізацією домішкового рівня телуру при освітленні, амплітуда потенціального рельєфу зменшуватиметься, що і спостерігається на досліді.

**ЛАЗЕРНЕ ВИТЯГУВАННЯ НАНОЗОНДІВ: ПРИНЦИП І ПЕРЕВАГИ**

доц. Лапченко Ю.С.

*Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
yuralap@gmail.com*

Виходячи з методу механічного витягування мікропіпеток для біохімічних застосувань, з'являється технологія витягування вістря з нанометровим розміром, які застосовуються в скануючій зондовій мікроскопії. Витягування при нагріванні лазерним випромінюванням загальноприйнято називається лазерним витягуванням.

В даний час, існує безліч пуллерів з різними конструкціями і програмним забезпеченням для контролю процесу витягування. У першому місці на ринку пуллерів займає американська фірма Sutter. В останні роки ця фірма також випускає пуллери на базі CO<sub>2</sub>-лазера[1].

Процес лазерного витягування зондів (мікропіпеток) зі скляних капілярів або (близькопольових зондів) з кварцових волокон заснований на тому, що при поглинанні лазерного випромінювання, нагрівається мала ділянка кварцового волокна (або скляного капіляра). До кінців волокна прикладається розтяжне механічне зусилля (рисунок 1). При збільшенні температури розігрітої ділянки волокна відбувається зменшення його в'язкості, в результаті чого на цій ділянці відбувається розтягнення волокна, його діаметра зменшується з подальшим обривом і утворенням зонда на кінцях волокна.

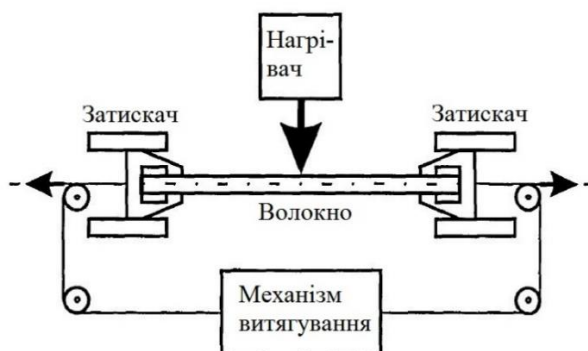


Рисунок 1 - Принципова схема установки для виготовлення зондів методом теплового витягування

У цій роботі розроблений метод виготовлення зондів, який заснований на локальному витягуванні оптичного волокна або скляного (кварцового) капіляра. Оскільки матеріалом вихідної заготовки є кварц і скло, які добре поглинають випромінювання CO<sub>2</sub> лазера ( $\lambda = 10,6$  мкм), можна використовувати випромінювання CO<sub>2</sub> лазера в якості теплового джерела. Більш того, у кварцу велика температура розм'якшення ( $\sim 1400^\circ\text{C}$ ), отже, звичайні теплові джерела (газорозрядні, резистивні) використовувати складно. Порівняльний аналіз термічних методів виготовлення мікропіпетки (МП) наведено в таблиці 1.

Таблиця 1

Порівняльний аналіз термічних методів виготовлення МП

Технологічні характеристики	“Газорозрядне” нагрівання	“Резистивне” нагрівання	Лазерне нагрівання
Мінімальні розміри	3	2	1
Час операції	2	3	1
Точність керування параметрами процесу		2	1
Хімічна чистота	2	3	1
Відтворюваність	3		1
Вартість	2	1	3
$\Sigma$ місць	15	13	8

У порівнянні з різними джерелами, лазерне джерело має ряд переваг:

- можливість концентрації великої енергії в виключно малій області простору, порядку довжини хвилі лазерного випромінювання.
- можливість досягнення високих температур за відносно короткі проміжки часу.
- можливість створення зони нагрівання в великому діапазоні розмірів.
- хімічна чистота технології.
- простота, безінерційність і висока точність управління параметрами (рівнем потужності, ступенем її концентрації, їх просторово-часова стабільність)
- можливість введення зворотного зв'язку.

На рисунку 2 представлена базова схема лазерної установки для витягування нанозондів.

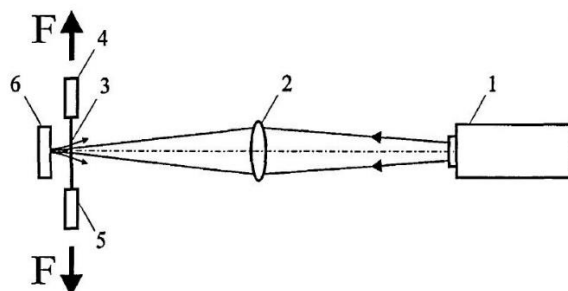


Рисунок 2 - Базова схема установки для витягування зондів із використанням  $\text{CO}_2$  лазера

Випромінювання  $\text{CO}_2$  лазера (поз.1) проходячи через лінзу (поз.2) фокусується на зразку (поз.3), який встановлений в обертовому кріпильно-витяжному механізмі (поз.4,5). За зразком встановлено дзеркало (поз.6), яке повертає пройдене за зразок випромінювання на тильну сторону ділянки, що нагрівається. Під дією випромінювання опромінювана ділянка зразка нагрівається до температури розм'якшення і відбувається процес витягування під дією розтягуючої сили  $F$  до обриву з утворенням гострих наконечників.

Отримання наконечників різної довжини і форми залежить від параметрів лазерного витягування:

- потужності лазерного випромінювання;
- розміру розігрітої зони;
- швидкості витягування.

Однак підбір і відтворення перерахованих параметрів витягування пов'язаний з багатьма труднощами, в першу чергу з нелінійною залежністю в'язкості скла від температури.

**Технологічні проблеми при лазерному витягуванні зондів.** Основним недоліком технології лазерного витягування є труднощі формування зони рівномірного нагрівання на ділянці зразка. При використанні вищеописаної схеми витягування ця мета досягається за допомогою обертання зразка, що вимагає ретельної юстування установки, щоб уникнути неспіввісності і биття обертання зразка.

При витяжці ближньопольових оптичних зондів (БОЗ) з волокна схема з обертанням зразка не використовується. Це зрозуміло, оскільки діаметр оптичного волокна становить 125 мкм. Несинхронне обертання і неспіввісність двигунів легко призводять до раннього обриву волокна. В цьому випадку, можна застосувати схему без обертання.

У схемі на рисунку 2 (при ретельному юстуванні) на поверхні заготовки створюються два протилежно розташованих джерела тепла - один з боку дзеркала (створюється центральними променями), а другий - з протилежного боку (створюється периферійними променями, що відбилися від дзеркала). Не засвічені області нагріваються за допомогою теплопровідності. Більш-менш рівномірного джерела тепла на заготовку можна домогтися при спільному розташуванні оптичних елементів схеми, таким чином, коли і волокно і дзеркало знаходяться перед задньою фокальною площиною фокусуєної лінзи.

У застосовуваних на сьогоднішній день лазерних установках для витягування зондів з оптичного волокна найбільш часто використовуються оптичні схеми, наведені на рисунку 3.

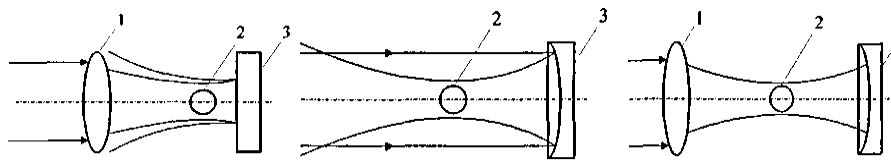


Рисунок 3 - Схеми фокусування випромінювання CO<sub>2</sub> лазера на поверхні волокна: 1 – лінза; 2 – переріз волокна; 3 - дзеркало

За допомогою цих установок були отримані БОЗ з досить хорошими геометричними характеристиками, які дозволяють використовувати ці вістря в БСМ.

Ці схеми були перевірені [2, 3], і було виявлено безліч недоліків, які не дозволяли повною мірою реалізувати всі переваги лазерного витягування. Ці схеми не могли створювати рівномірне теплове джерело на поверхні ділянки, що нагрівається, що сильно впливало на якість форми і відтворваність геометрії отриманого БОЗ (рисунок 4).

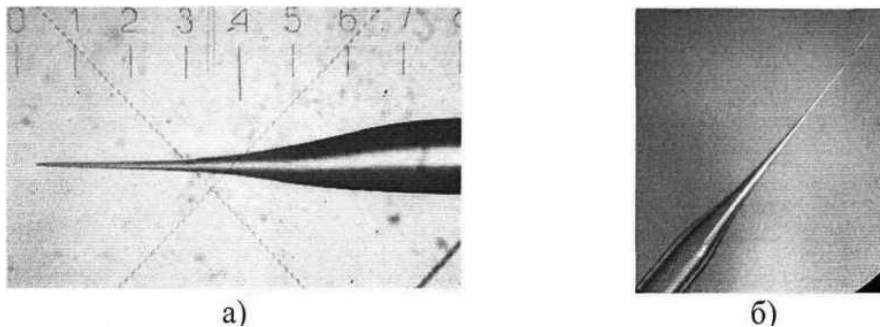


Рисунок 4 - Фотографії: а – БОЗ несиметричної форми; б – мікропіпетки

Проте, лазерна установка з фокусувальною лінзою може застосовуватися для витягування мікропіпеток. При цьому зразок (скляний капіляр) обертається навколо своєї осі за допомогою двох двигунів з метою отримання рівномірного нагрівання зразка.

#### Літературні джерела

1. Paul Girard, "Electrostatic force microscopy: principles and some application to semiconductors", *Nanotechnology* 12 (2001), 485-490.
2. V.P. Veiko, N.B. Voznesensky, Y.M. Voronin, N.N. Voznesensky, N.N. Markovkina, V.A. Chuiko, «Laser-based micropipettes: design, technology and applications» *SPIE*, 4157, p. 174 -182, 2000.
3. S. Hosaka, T. Shintani, A. Kikukawa & K. Iton, "Evaluation of nano-optical probe from scanning near-field optical microscope images", *Journal of Microscopy*, Vol. 194, pt 2/3, pp. 369-373 (1999).

## МЕТОДИ ОЦІНКИ МЕХАНІЧНОЇ НАДІЙНОСТІ П'ЄЗОЕЛЕКТРИЧНОГО ПЕРЕТВОРЮВАЧА

Доц. Мороз С.А., ст. викл. Якимчук Н.М., студ. Захарчук М.Д.

*Луцький національний технічний університет, м.Луцьк, s.moroz@lntu.edu.ua*

Надійність давачів є одним з основних показників якості. В більшості випадків, давачів відносяться до невідновлюваних пристроїв, тому їх надійність характеризують ймовірністю невиходу з ладу за час зберігання і функціонування.

Вимоги до надійності давачів виключно високі – 0,99–0,9999. Давач повинен мати міцність і діяти довше, ніж агрегат, в якому він встановлений, що необхідно для визначення параметрів нештатної ситуації і вироблення заходів щодо їх запобігання. З точки зору надійності давач розглядають в двох аспектах: метрологічному і механічному. Під метрологічною надійністю розуміють неперевищення реальних похибок нормованих значень. Під механічною – ймовірність неруйнування давача в процесі виконання завдання.

Оцінка механічної надійності давачів на стадії проектування здійснюється на підставі структурно–функціонального аналізу, виходячи з передбачуваної конструкції, принципу дії та умов експлуатації. У процесі аналізу, виходячи з принципу рівної надійності всіх елементів, виробляють поелементний розподіл допустимої ймовірності неруйнування.

Для оцінки ймовірності неруйнування необхідно знати розподіл параметрів навантаження в елементах конструкції, несучу здатність кожного елемента і закони їх розподілу як випадкових величин. Якщо навантаження і несуча здатність елементів розподілені по нормальному закону, то ймовірність не руйнування  $k$ -го елемента  $Y_k$  при дії одноразового статичного тиску  $P$  визначається через інтеграл ймовірності Лапласа [1]:

$$Y_k = 0,5 + \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-Y_k}^0 \exp\left(-\frac{t_k^2}{2}\right) dt_k \quad (1)$$

$$t_k = \frac{M_k - \overline{M}_k}{\delta M_k} \quad \gamma_k = \frac{\overline{M}_k}{\delta M_k} \quad (2)$$

$$(\delta M_k)^2 = (\delta P)^2 + (\delta P_{pk})^2 \quad (3)$$

де  $\gamma_k$ –гауссовський рівень надійності;  $M_k$ – фактична різниця між несучою здатністю і навантаженням в  $k$ -му елементі;  $\overline{M}_k$  – різниця між математичними очікуваннями несучої здатності і навантаження;  $\delta M_k$  – сумарна дисперсія навантаження і несучої здатності.

Коефіцієнт запасу в кожному елементі визначають за формулою:

$$k_k = \frac{1}{1 - \gamma_k \vartheta_{Rk}} \quad (4)$$

де  $\vartheta_{Rk}$ – коефіцієнт варіації – величина, що залежить від рівня застосовуваної технології.

Для визначення несучої здатності кожного елемента застосовують звичайний розрахунок на міцність [2]. При розрахунках на міцність п'єзоелектричних давачів несучу здатність кожного елемента оцінюють, як правило, в рамках наближених моделей напруженого стану і без урахування зміни взаємозв'язків між ними при сильних зовнішніх впливах [1–3]. При розрахунках корпусу, мембрани, п'яти, різьбових з'єднань такий спрощений підхід дає допустиму розбіжність з дослідними даними. Однак для розрахунку чутливого елемента (ЧЕ), який є принципово неоднорідним і найменш міцною ланкою давача такий підхід при оцінках несучої здатності, може призвести до грубих помилок.

Розглянемо вдосконалені методи оцінки механічної надійності ЧЕ п'єзоелектричних давачів на основі просторової електротермопружної моделі напруженого стану

Розглянемо ЧЕ у вигляді багат шарового неоднорідного електротермопружного пакета. Структурно–функціональну схему надійності такого ЧЕ можна представити у вигляді послідовного кола елементів, кожен з яких характеризує надійність одного з сило передавального елемента (СПЕ) або п'єзоелемента (ПЕ). Наслідком руйнування ПЕ або кожного з СПЕ для будь–якого типу давачів є втрата інформації і підвищення ймовірності руйнування інших елементів. У зв'язку з цим загальна надійність  $Y$  буде дорівнювати добутку ймовірностей неруйнування кожного елемента  $Y_k$ .

Для визначення математичного очікування несучої здатності  $k$ -го елемента в рамках просторової моделі напруженого стану необхідно знати [3]: компоненти діючого в ньому механічного напруження; критерій міцності, найбільш адекватно описує умови руйнування матеріалу, з якого він виконаний; властивості міцності матеріалу, що відповідають характеру зміни навантаження; коефіцієнти варіації властивостей міцності і пружних модулів матеріалів і геометрії деталей.

Розрахунок компонент механічного напруження може бути здійснений за допомогою ПК за відповідними формулами або за допомогою чисельного аналізу МКЕ виходячи з геометрії деталей давача, пружних модулів матеріалів його деталей і заданих рівнів факторів, що впливають.

Для ПЕ і СПЕ, виконаних з конструкційної кераміки, умови руйнування найбільш адекватно описуються першим критерієм міцності і співвідношеннями (5). Для СПЕ з металу, опір руйнуванню (або пластичних деформацій) описується третім критерієм міцності і співвідношенням (6).

$$\begin{aligned} \sigma_{сж.}^{max} &\geq \sigma^- & (5) \\ \sigma_{розт.}^{max} &\geq \sigma^+ & (6) \end{aligned}$$

Для зазначеної моделі ЧЕ, величина несучої здатності або руйнівного осьового тиску  $P_{pk}$  для кожної деталі ( $k = 1, 2 \dots n \dots N$ ) описується співвідношеннями (7), (8).

$$P_p = \min \left\{ \frac{\sigma^-}{\chi_p} \right\} \quad (7)$$

$$P_{pk} = \frac{\sigma_k^0}{1 - \chi_{pk}} \quad (8)$$

При статичних (квазістатичних) навантаженнях і обмеженій кількості циклів навантаження ( $< 100$ ), коли в матеріалах відсутні пластичні деформації і втомні пошкодження, як математичне очікування межі механічної міцності рекомендується використовувати довідкові значення, причому для металів – межі пропорційності, а для кераміки – межі механічної міцності на розтягування і стиснення. При динамічних навантаженнях в якості характеристики міцності матеріалу необхідно використовувати межі витривалості при відповідній асиметрії циклу [2].

Коефіцієнт варіації несучої здатності  $\delta P_{pk}/P_{pk}$  в загальному випадку залежить від варіації міцності властивостей і пружних модулів матеріалів, а також геометрії деталей. Його величина може бути визначена шляхом розкладання несучої здатності в ряд Тейлора в точці математичного очікування [3] для даного випадку при відсутності кореляції між аргументами:

$$\frac{\delta P_{pk}}{P_{pk}} = \sqrt{\left(\frac{\delta \sigma_k^0}{\sigma_k^0}\right)^2 + \sum_{i=1}^m (\hat{C}_{ik} \cdot \delta_{ik})^2} \quad (9)$$

де  $\delta \sigma_k^0 / \sigma_k^0$  – коефіцієнт варіації міцності матеріалу;  $\delta_{ik}$  ( $i = 1, 2 \dots m$ ) – коефіцієнти варіації пружних модулів і геометричних розмірів елементів;  $C_{ik}$  – вагові коефіцієнти.

Слід зазначити, що розробка і випробування ПЕ передують розробці давача і часто здійснюються на іншому підприємстві. Один і той же тип ПЕ може бути використаний в різних давачів з різними СПЕ. Тому розробнику бажано знати, якою мірою зміниться міцність і надійність ЧЕ при виконанні СПЕ з того чи іншого матеріалу. Це завдання може бути вирішене за допомогою описаного вище методу.

#### Література

1. Piezoelectric Ceramics: Principles and Applications APC International, 2011. P 112
2. Ceramic Materials for Electronics, Third Edition, Relva C. Buchanan, 2004. P 676
3. Dragan, D. In Piezoelectric and Acoustic Materials for Transducer Applications; A. Safari, & E. K. Akdogan (Eds.), ISBN 978-0-387-76538-9; Springer Science + Business Media: New York, NY, 2008, 59-79.

**STRUCTURAL INVESTIGATIONS of Ga-Ge-Te GLASSES****M.V. Popovych, A.V. Stronski, K.V. Shportko***V.Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine,  
pr. Nauki, 41, Kyiv 03028, Ukraine,*

Chalcogenide glasses are extensively used in many optical applications (direct optical elements fabrication, holography, including digital one, etc.), became interesting as nanostructured materials recently [1]. As is known, the photoinduced processes in ChG essentially depend on the glass structure. Therefore, knowledge of the atomic short-range order can help in selection of most suitable compositions and related properties, in particular, for nanostructured materials based on the Ga-Ge-Te glasses. Short-range atomic order in the binary (Ga-Te, Ge-Te) and ternary Ga-Ge-Te glasses has been studied using Raman spectroscopy and diffraction studies in [3–6]. Nevertheless, there are still open questions remaining. Some of them can be attributed to the following questions: (i) whether these glasses are built by a simple mixture of the end-member compositions and their structure can be considered as a network of tetrahedral structural units; (ii) whether structural parameters of these glasses exhibit linear or nonlinear composition dependences. Ga-Ge-Te glasses have applications in sensorics, IR- optics and phase-change memory [3–6]. The better understanding of the correlations between structural and macroscopic properties of Ga-Ge-Te glasses can help in optimization of the properties, sensitivity and relief formation processes of various composite nanomultilayer structures based on such chalcogenide glasses.

The studied bulk  $\text{Ga}_{18}\text{Ge}_{20.9}\text{Te}_{61.2}$  glasses were prepared using the standard melt quenching technique. X-ray diffraction patterns of the samples were recorded using the X-ray diffractometer with Bragg–Brentano geometry with  $\text{Cu } K_{\alpha}$  radiation  $1.54178 \text{ \AA}$  and mounted graphite monochromator for the diffracted beam. The diffraction data were collected in the range of scattering vector magnitudes  $Q$  between 0.4 and  $8 \text{ \AA}^{-1}$   $Q = \frac{4\pi \sin \theta}{\lambda}$ .

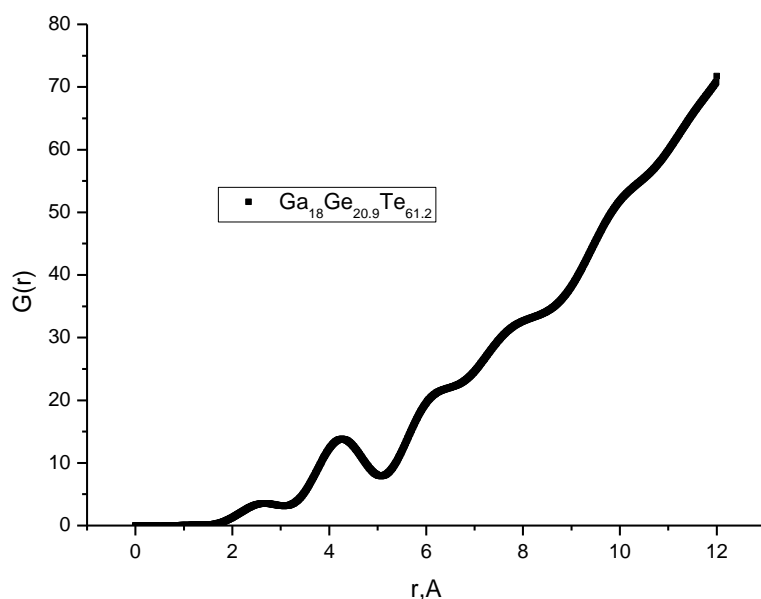
Transmission geometry was used in experimental studies. All the X-ray experiments were performed at room temperature. The diffraction intensities were corrected for the background, incoherent (polarization and absorption) and multiple scattering in the usual ways in order to eliminate the part of radiation that does not carry structural information.

The radial distribution function,  $\text{RDF}(r)$ , is defined as the number of atoms lying at distances between  $r, r + dr$  from center of an arbitrary origin atom and written as

$$\text{RDF}(r) = rG(r) + 4\pi r^2 \rho_0 = 4\pi r^2 \rho(r) \quad (1)$$

The X-ray diffractograms data of  $\text{Ga}_{18}\text{Ge}_{20.9}\text{Te}_{61.2}$  glasses were used for calculation of radial distribution functions (RDF). RDF for the studied glasses were obtained using the program RAD GTK+ [2] and are presented in Fig. 1.

The positions of the nearest-neighbour bond length  $r_1$  (first coordination sphere) was  $2.67 \text{ \AA}$  and second coordination sphere  $r_2 - 4.27 \text{ \AA}$ . The similar  $r_1$ -values were observed for Ga-Ge-Te glasses of other compositions. The values of the  $r_2 / r_1$  ratio are close to 1.63 that is the typical value for a regular tetrahedron structure. EXAFS studies of a-GeTe [3] have shown that the Ge–Te distance is about  $2.65 \text{ \AA}$ . For GaGeTe systems according to [4] Te-Ga bond lengths were estimated as  $2.67 \text{ \AA}$ . The similar values for Ga-Te bonds in GaTe ( $2.64...2.69 \text{ \AA}$ ) were obtained in [5] and  $2.67 \text{ \AA}$  for  $\text{Ga}_{25}\text{Te}_{75}$  in [6].



**Fig. 1.** Radial distribution functions of  $\text{Ga}_{18}\text{Ge}_{20.9}\text{Te}_{61.2}$  glasses

Thus, radial distribution functions obtained using experimental X-ray diffraction patterns indicate values of the nearest-neighbour bond lengths  $r_1 = 2.67 \text{ \AA}$  and  $r_2 = 4.27 \text{ \AA}$ . Comparison of the obtained  $r_1$  values with known from reference literature show that they are in good agreement with values of Ge-Te and Ga-Te bond lengths and with the  $r_1$  values obtained for the other compositions of Ga-Ge-Te glasses.

1. A. V Stronski, E. F. Venger, P. F. Oleksenko, and O. V Melnichuk, Chalcogenide vitreous semiconductors: properties and practical applications, NSU. Nizhyn, 2016, 236pp.
2. <https://rad-gtk.software.informer.com/amp/>
3. Maeda Y. and Wakagi M. Ge K-edge extended X-ray absorption fine structure study of the local structure of amorphous GeTe and the crystallization (1991) Japan. J. Appl. Phys. 30 101, DOI:10.1143/JJAP.30.101
4. Jingyu Li, Peng-Fei Liu, Chi Zhang, Xiaobo Sh, Shujuan Jiang, Weizhen Chen, Huabing Yin, Bao-Tian Wang Lattice vibrational modes and phonon thermal conductivity of single-layer GaGeTe Materials Science 2020 Journal of Materiomics Volume 6, Issue 4, December 2020, Pages 723-728 DOI:10.1016/j.jmat.2020.04.005 .
5. Julien-Pouzol, M.; Jaulmes, S.; Guittard, M.; Alapini, F. Monotellurure de Gallium, GaTe. Acta Crystallogr. B 1979, 35, 2848–2851. <https://doi.org/10.1107/S0567740879010803>
6. 15. M. Bokova, A. Tverjanovich, C. J. Benmore, D. Fontanari, A. Sokolov, M. Khomenko, M. Kassem, I. Ozheredov, and E. Bychkov Unraveling the Atomic Structure of Bulk Binary Ga-Te Glasses with Surprising Nanotectonic Features for Phase-Change Memory Applications ACS Appl. Mater. Interfaces 2021, 13, 37363–37379 <https://doi.org/10.1021/acsaami.1c09070>

# ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИРОДИ МЕХАНІЧНИХ КОЛИВАНЬ В КВАРЦОВИХ РЕЗОНАТОРАХ

Приступа С.О., Селепина Й.Р., Ільницький О.В.

Луцький національний технічний університет, м.Луцьк

Кварцові резонатори широко застосовуються в сучасній електронній техніці, а саме в техніці радіозв'язку та радіолокації, вимірювальній та обчислювальній техніці, телеметрії, побутових приладах таких, як наручний електронний годинник, мобільний телефон, персональний комп'ютер тощо.

Кварц належить до групи п'єзоелектриків – анізотропних діелектриків, в котрих досить добре спостерігаються прямий і зворотний п'єзоефекти. У високо добротних резонаторах використовують кристалічний кварц. Заумови прямого п'єзоелектричного ефекту механічна сила, що прикладена до певних граней кристалу, деформує його і викликає появу електричних зарядів на поверхні самого кристалу. В цьому випадку, величина заряду пропорційна доданій силі, а знак заряду залежить від напрямку сили. Зворотний п'єзоелектричний ефект полягає в тому, що розміщення кристалу п'єзоелектрика в електричному полі викликає електричну поляризацію кристалу, механічні навантаження в ньому, під дією яких кристал деформується. Відключення ж електричного поля викликає повернення пружного кристалу до його початкової форми.

Відомим п'єзоелектричним кристалом є кристал кварцу. За звичайних температурах (нижче  $573^\circ\text{C}$ ) та тисках кристали кварцу мають так названу  $\alpha$ -модифікацію і відносяться до кристалів, які мають тригональну систему будови. Зразок кристала кварцу наведено на рис. 1.



Рисунок 1 – Осі кристала кварцу

Кристал кварцу має оптичну неполярну вісь  $Z$ , три полярні електричні осі симетрії  $X$  під кутами  $120^\circ$  і три відповідно перпендикулярні до них механічні полярні осі  $Y$ . Кожна з полярних осей  $X$  перетинає протилежні, але нерівнозначні ребра шестигранної призми кристала. Під полярною віссю кристала розуміють пряму, проведену через кристал, обидва кінці якої нерівноцінні. У випадку з кварцом співпадіння може відбуватися за умови повороту на  $120^\circ$  [1].

Стиснення або розтягнення кристала в напрямку оптичної осі ніякими п'єзоелектричними ефектами не супроводжується. Під час стиснення або розтягу кристала в напрямку будь-якої з електричних осей заряди, порушені внаслідок п'єзоелектричного ефекту, максимальні. Поляризація кристала кварцу електричним полем викликає в ньому механічні напруження. Прямий і зворотний п'єзоефекти лінійні і описуються рівнянням прямого п'єзоефекту, зв'язуючи електричну поляризацію  $P$  з механічним напруженням  $t$ :

$$P = d \cdot t. \quad (1)$$

де  $d$  – п'єзоелектричним модулем, який служить мірою п'єзоефекту.

Зворотний п'єзоефект характеризується залежністю

$$r = d \cdot E, \quad (2)$$

де  $r$  – деформація;  $E$  – напруженість електричного поля. П'єзо модуль  $d$  для прямого і зворотного ефектів має одне і те ж значення.

Анізотропія пружних і електричних властивостей кристалів, зокрема кварцу, призводить до ускладнення виразів. П'єзоефект залежить не тільки від величин механічних

напружень, деформацій в кристалічному п'єзоелементі або електричному впливі, а й від напрямку додатка електричного поля або механічних сил щодо кристалографічних осей. Зокрема, п'єзоэффект може виникнути як від нормальних, так і від дотичних напружень. Таким чином, п'єзоэффект описується декількома п'єзомодулями, число яких залежить від будови кристала. Сукупність п'єзомодулів кристала описується матрицею, що називається – тензором п'єзоелектричних модулів. Багато властивостей анізотропних кристалів описуються тензорами характерних коефіцієнтів, наприклад, тензор коефіцієнтів піддатливості або тензор модулів пружності.

Прямий і зворотний п'єзоелектричні ефекти використовуються для стабілізації частоти при періодичній зміні електричного поля, що прикладається до кристалічної пластини (стрижня, лінзи тощо) кварцу. В пластині виникають резонансні механічні коливання, якщо частота зміни поля дорівнює одній зі своїх частот пластини кристала. Частота власних коливань кристалічної пластини визначається фізичними властивостями кристала, формою і геометричними розмірами[2].

Механічні коливання твердих тіл зумовлені поширенням в них пружних деформацій і викликаних ними відповідних акустичних хвиль. За видом деформацій виділяють наступні коливання: стиснення – розтягування, зрушення, вигину, крутіння. Виділяють також коливання складних деформацій, що представляють собою сукупність двох і більше простих деформацій, таких як контурні коливання.

В процесі класифікації коливань також вказують один з розмірів п'єзоелементу (ПЕ), наприклад, коливання стиснення – розтягування по довжині стержня або коливання зсуву по товщині пластини. Розмір ПЕ, що визначає механічне коливання, впливає на значення робочої частоти резонатора. В анізотропних тілах механічний вплив в одному напрямку може викликати деформації і в інших напрямках. При цьому механічні хвилі можуть поширюватися в різних напрямках з різною швидкістю, викликаючи коливання різної частоти. За даними ознаками виділяють поздовжні і поперечні коливання. Коливання характеризують за типом пружних хвиль в твердому тілі, що викликаються.

У кожному напрямку всередині ПЕ може вкластися різне число напівхвиль пружних стоячих хвиль. У зв'язку з цим розрізняють коливання першого порядку (основні коливання, або основна мода) і коливання більш високих порядків, звані обертонами. Частоти механічних обертонів можуть бути майже кратні частоті основного коливання, тому їх часто називають гармонійними обертонами. На основі п'єзоэффекту за допомогою симетрично розташовуються на протилежних гранях електродів в тілі ПЕ легко збуджуються непарні обертони (непарне число півхвиль пружних стоячих хвиль пов'язане з протилежністю знаків зарядів, яких докладають до електродів з використанням п'єзоэффекту).

Для технічних розрахунків частоти власних коливань ПЕ використовується вираз:

$$f = (nK_f)/h(3)$$

де  $n$  – порядок обертони;  $h$  – хвильовий або частотний розмір ПЕ;  $K_f$  – частотний коефіцієнт.

Значення частотного коефіцієнта  $K_f$  залежить від кутів зрізу п'єзоелемента щодо кристалографічних осей, виду збуджувального механічного коливання (зрушення, згин, розтягнення тощо) і може бути визначено експериментально або через рішення рівняння власних частот коливань п'єзоелементу, описуваного з використанням тензора напружень і тензора ефективних коефіцієнтів пружності кварцу.

Найбільшу добротність мають кварцові резонатори 3-го і 5-го механічних обертонів в діапазоні 5 ... 15 МГц з коливаннями зсуву по товщині, що застосовуються в термостатичних генераторах. Для керованих кварцових генераторів застосовують резонатори, що порушуються на основному (першому) механічному обертонів. Інтервал частот, на якому кварцовий резонатор має індуктивний характер опору, обернено пропорційний номером гармонійної обертони. З цієї причини генератори з порушенням кварцового резонатора на основний моді коливання мають найбільший діапазон перебудови частоти.

Отже резонатор володіє значним набором власних частот, зумовлених можливістю існування в них резонансних механічних коливань, які, в свою чергу, залежать від виду

механічного коливання. Резонатори, ПЕ яких здійснюють коливання зсуву, застосовуються найбільш часто. Вони охоплюють широку частину радіотехнічного діапазону частот (100 кГц ... 300 МГц) і володіють високою температурною стабільністю частоти [3]. Найбільш високі резонансні частоти мають резонатори з коливаннями зсуву по товщині. Крім того, резонатори з такими коливаннями мають високі значення добротності.

1. Поплавко Ю. М. П'єзоелектрики: навч. посіб. / Ю. М. Поплавко, Ю. І. Якименко. – К.: НТУУ «КПІ», 2013. – 328 с. – Бібліогр.: с. 324–325.
2. Mindlin R. D. An Introduction to the Mathematical Theory of Vibrations of Elastic Plates. Edited by J. Yang. USA. : WorldScientific, 2006.
3. Weiss K. Wysokostabilne rezonatory kwarcowe cieciasc – konstrukcja I technologia. Warszawa : Oficyna wydaw. Politech. warszawskiej, 2003. 147 с.

## ВИСОКА ТЕРМІЧНА СТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ КОНДЕНСАТІВ CU-MO

асп. Рябоштан В.А., Пінчук Н.В., Зозуля Е.В., Зубков А.І.

Національний Технічний Університет “Харківський Політехнічний Інститут”

м. Харків вул. Кірпичова 2

**Вступ.** Наноструктурні метали мають якісно інші кращі фізичні властивості ніж сплави, отримані методами класичної металургії. Більший ступінь дисперсності мідних композиційних матеріалів забезпечує високі механічні характеристики, а низький вміст легуючого компоненту мало зменшує електропровідні властивості, тому такі псевдосплави віднайшли своє місце серед відповідальних електропровідних деталях.

Тим не менш “слабким місцем” усіх наноматеріалів є їх високий термодинамічний стимул до зростання зерна. Навіть під час незначного температурного впливу вони стрімко втрачають свої унікальні властивості. Тому метою роботи було визначення факторів, що впливають на термічну стабільність конденсатів міді, легованих молібденом.

**Методика.** Об'єктами досліджень були фольги Cu-0,3ат%Mo товщиною до 50мкм, отримані електронно-променевим випаром компонентів у вакуумі  $\sim 10^{-3}$  Па з подальшою конденсацією з парової фази на неорієнтовану підкладку. Для вивчення впливу температури проведений ізотермічний відпал при 600<sup>o</sup>C впродовж 30 хвилин. Дослідження та порівняння структури проводилося методами електронної мікроскопії і рентгенівської дифрактометрії. Зміст молібдену реєстрували рентгеноспектральним аналізом. Міцносні властивості визначали за допомогою ПМТ-3. Умови отримання наведені в таблиці 1.

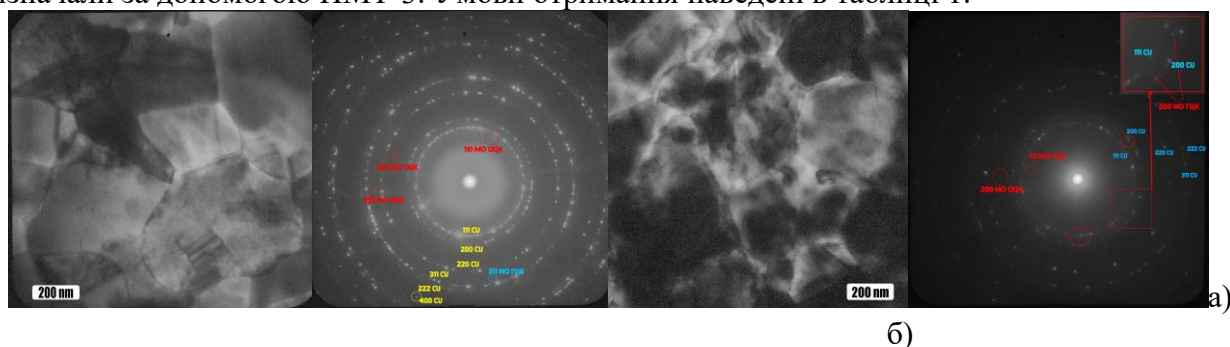


Рисунок 1 - Електронно-мікроскопічні зображення, зняті у режимах “світлого поля” і загальної дифракції: а) У похідному стані; б) після відпалу

Таблиця 1 — Умови отримання, середній розмір зерен та твердість зразків.

	Т підкладки, °C	Концент- рація Мо, ат%	Швидкість конденсації	Розмір зерна, мкм	Твердість, МПА
Сu-Мо у похідному стані	100	0,3	12	0,34	1100
Сu-Мо Після відпалу	100	0,3	12	0,35	1000
Мідь	100	0	12	1,5	500
Мідь після відпалу	100	0	12	3	300

**Викладення основного матеріалу дослідження.** В результаті експерименту було встановлено, що легування парового потоку міді трьома десятими атомних відсотків молібдену (0,3%ат.Мо) зменшує розмір мідної матриці у десять разів, а також робить структуру більш витривалою до термічного впливу. Період кристалічної ґратки близький до еталонного для міді та дорівнює 3,615 Å. Отже практично весь Мо знаходиться у межах зерен.

Найважливішим результатом дослідження є збереження вихідного розміру зерна і твердості після відпалу при температурі 600 градусів протягом 30 хвилин. (табл.1)

Встановлено присутність часток Мо у двох структурних станах — звичайному для молібдену ОЦК та часток ГЦК Мо. Атоми молібдену здатні до переймання кристалічної ґратки матриці ГЦК міді, що також було помічено раніше. [1] Окрім цього вони мають схильність до формування на границях її зерен сильного зв'язку, який не руйнується остаточно навіть ізотермічним відпалом та у значній мірі впливає на її властивості. Ці данні добре узгоджуються з попередніми роботами в цій тематиці, в яких було встановлено, що рекордний рівень термічної стабільності зумовлений дією механізму Ленгмюра-Макліна.[2,3] Він полягає в тому, що зернограничні сегрегації атомів Мо, формують на поверхні зерен міді монослойні структури, що підвищують когезійну міцність границь зерен та зменшують їх поверхневу енергію, а отже знижують термодинамічний стимул для їх зростання. Окрім того, на термічну стабільність цього зразку впливає також і Зіннеровський механізм гальмування зростання зерен. [4] Тому для визначення міри сегрегаційного впливу потрібно провести додаткові дослідження.

Тим не менш, отриманий рівень термічної стабільності перевищує попередні досягнення для мідних сплавів, отриманих класичними методами металургії. Відомо, що найбільшою здатністю до спротиву термічному впливу володіє берилієва бронза, температура рекристалізації котрої не перевищує 300<sup>o</sup>C, а також сплави на основі міді, досліджені в роботі. [5] Але вони мають низку недоліків, яких не мають отриманих в цій роботі, зразки Cu-Мо. Тож результати цієї роботи значно розширюють можливості підвищення міцності та водночас термічної стабільності матричних металів, одержуваних різними технологіями, шляхом їх легування більш тугоплавкими металами.

#### **Список літератури:**

1. Рябоштан, В. А., Зубков, А. І., Соболев, О. В., Жадько, М. О., & Губанова, А. В. (2020). Вплив температури осадження на структуру та величину коефіцієнта холу-петчу конденсатів Cu-Мо. In *"Актуальні проблеми міцності"* (pp. 168-170).
2. Chookajorn T., C.A. Schuh. Thermodynamics of stable nanocrystalline alloys: A Monte Carlo analysis. *Physical Review B*. 2014. Vol 89, No 6. 064102.
3. Zhadko, Maria, et al. "Methods for Calculating the Grain Boundary Adsorption Capacity of Nanostructured Copper Based Condensates." *Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange*. Springer, Cham, 2018.
4. Koch C.C., Ovid'ko I.A., Seal S., Veprek S. *Structural nanocrystalline materials. Structural Fundamentals and Applications*. 2007. Cambridge University Press, Cambridge.
5. Vencel A. et al. The effect of processing techniques on microstructural and tribological properties of copper-based alloys // *Applied surface science*. – 2013. – Т. 280. – С. 646-654.

# THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR COPPER (II) SULFIDE NANOPARTICLES ASSISTED THIOPHENE ELECTROPOLYMERIZATION

V.V. Tkach\*<sup>1,2</sup>, M. V. Kushnir<sup>1</sup>, S. C. de Oliveira<sup>2</sup>, J. R. Garcia<sup>3</sup>, Y. G. Ivanushko<sup>4</sup>, O. V. Krupko<sup>4</sup>, O. P. Vitriak<sup>5</sup>, P. I. Yagodynets<sup>1</sup>, J. I. F. da Paiva Martins<sup>6</sup>, L. Vaz dos Reis<sup>7</sup>

<sup>1</sup> Chernivtsi National University, 58000, Kotsyubyns'ky Str. 2, Chernivtsi, Ukraine (E-mail: nightwatcher2401@gmail.com)

<sup>2</sup> Universidade Federal de Mato Grosso do Sul, Av. Sen. Felinto. Müller, 1555, C/P. 549, 79074-460, Campo Grande, MS, Brazil

<sup>3</sup> Universidade Estadual de Ponta Grossa, Campus de Uvaranas, Av. Gal. Carlos Cavalcanti, 4748, 84030-900, Ponta Grossa, PR, Brazil

<sup>4</sup> Bukovinian State Medical University, 58001, Teatralna Sq., 9, Chernivtsi, Ukraine,

<sup>5</sup> Kyiv National University of Trade and Economics, 02156, Kyoto Str. 21, Kyiv, Ukraine

<sup>6</sup> Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 4200-465, Rua Dr. Roberto Frias, s/n, Porto, Portugal

<sup>7</sup> Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro, Quinta de Prados, 5001-801, Folhadela, Vila Real, Portugal

Thiophene is one of the most used monomers for conducting polymers. Polythiophene has been the first CP commercially used by Xerox® in electrostatic brushes.

Polythiophene may be electropolymerized either chemically or electrochemically. In the last case, the electropolymerization becomes more difficult, due to

- High monomer polymerization potential;
- Lower polymer overoxidation potential.

The sum of both of those phenomena is accepted to be named as “the polythiophene paradox”. It occurs during the electropolymerization and, more rarely during the chemically induced polymerization, case it is induced by *in situ* formed strong oxidant.

This generally occurs if CoO(OH)/CoO<sub>2</sub> and CuO/CuO(OH) redox pairs are used. In the last case, when the copper oxide nanoparticles are oxidized or electrooxidized in alkaline media, the aggressive trivalent copper form oxidizes both the monomer and its polymer, leading to the polythiophene paradox, according to the Fig. 1:

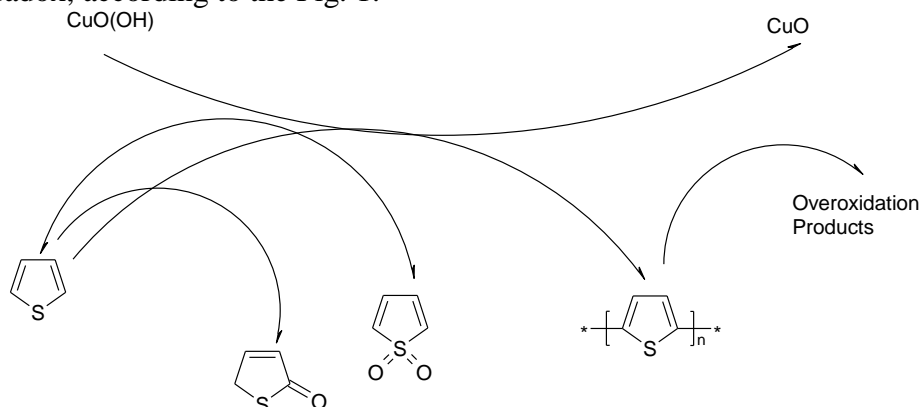


Fig. 1. CuO(OH)-assisted chemical representation for polythiophene paradox

The same effect will be realized, if the copper sulfide nanoparticles are used. Their effect will be even more expressed.

In this work, a mathematical model for *in situ* formed trivalent copper-assisted polythiophene paradox. In this case, the oscillatory behavior will be less probable than during the direct electrooxidation of thiophene. Nevertheless, the polythiophene, obtained by this synthesis, remains partially oxidized.

ЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОТОЧУТЛИВИХ ГЕТЕРОПЕРЕХОДІВ  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$ І.Г. Ткачук, <sup>1</sup>В.І. Іванов, <sup>1</sup>З.Д. Ковалюк, <sup>2</sup>І.Г. Орлецький<sup>1</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Чернівецьке відділення, віл. І. Вільде, 5, 58001, Чернівці, Україна<sup>2</sup>Чернівецький національний університет ім. Юрія Федьковича, вул. Коцюбинського, 2, 58012, Чернівці, Україна

E-mail: ivan.tkachuk.1993@gmail.com

Досліджені умови виготовлення фоточутливих анізотипних гетеропереходів  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$  методом низькотемпературного спреї-піролізу тонких плівок  $\text{CuFeO}_2$  на кристалічні підкладки  $n\text{-InSe}$ . На основі аналізу температурних залежностей прямих і зворотних ВАХ встановлена динаміка зміни енергетичних параметрів та з'ясована роль енергетичних станів на межі гетеропереходу при формуванні контактної різниці потенціалів. Досліджено та визначено величину послідовного опору а також вплив опору на енергетичні параметри. Визначені механізми формування прямого та зворотного струмів крізь енергетичний бар'єр  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$ . Досліджена спектральна залежність квантової ефективності опроміненої зі сторони плівки  $\text{CuFeO}_2$  гетероструктури  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$  в інтервалі енергій фотонів 1.2÷3.2 eV.

Моноселенід індію  $\text{InSe}$  володіє шириною забороненої зони  $E_g = 1.2$  eV яка знаходиться в діапазоні оптимальних значень для фотоелектричного перетворення спектру сонячного випромінювання в наземних умовах. Шарувата структура кристалів  $\text{InSe}$  зі слабким Ван-дер-Ваальсовим зв'язком між шарами забезпечує їх перевагу перед іншими напівпровідниками при виготовленні підкладок для гетероструктур через уникнення операцій розрізування злитків, механічної і хімічної обробки поверхні. Крім того, стійкість  $\text{InSe}$  до радіаційного випромінювання розширює область його використання. Використання селеніду індію як базового матеріалу дозволяє створювати фоточутливі структури різних типів: на основі контакту метал/напівпровідник, гомопереходи і гетеропереходи.

Для виготовлення гетеропереходів використовувався монокристалічний  $n\text{-InSe}$ , вирощений методом Бріджмена. Зі злитка кристала  $\text{InSe}$  вздовж площини спайності сколювалися плоскопаралельні пластини  $5 \times 5 \times 1$  mm<sup>3</sup>, які мали досконалі дзеркальні поверхні. Сколювання проводилося на повітрі.

Тонкі плівки  $\text{CuFeO}_2$   $p$ -типу електропровідності із товщиною  $\sim 0.3$   $\mu\text{m}$  виготовлялися методом спреї-піролізу 0.1 М водних розчинів солей двохлористої міді  $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  і три хлористого заліза  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ . При розчиненні солей металів використовувалася бідистильована вода. Окремо приготовлені розчини солей міді і заліза перед нанесенням змішувалися у пропорції 1:1 за об'ємом із використанням магнітної мішалки протягом 30 min при кімнатній температурі. Температура піролізу при отриманні зразків тонких плівок  $\text{CuFeO}_2$  на підкладках натрій-кальцієвого скла, сіталу і селеніду індію становила  $T_s = 350$  °C. В якості газу носія використовувалося стиснуте повітря. Підкладки скла і сіталу перед нанесенням плівок  $\text{CuFeO}_2$  знежирювалися у аміачно-перекисному розчині  $\text{H}_2\text{O}_2:(\text{NH}_2)\text{OH}:\text{H}_2\text{O}$ , оброблялися 5%-м розчином двохромокислого калію  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$  у сірчаній кислоті і промивалися у бідистильованій воді. Для дослідження спектру оптичного пропускання використовувалися зразки плівок  $\text{CuFeO}_2$ , виготовлені на склі розміром  $18 \times 18$  mm<sup>2</sup>. Оптична ширина забороненої зони виготовлених плівок  $\text{CuFeO}_2$   $E_g = 2.6$  eV. Процес спреї піролізу дозволяв одночасно здійснювати нанесення плівок на різні підкладки. Для одержання сходинок плівки, які використовувалися при визначенні товщини, використовувалися спеціально виготовлені маски. Товщина плівок  $\text{CuFeO}_2$  вимірювалася мікроінтерферометром Лінника МІІІ-4. Поверхневий електроопір плівок  $\text{CuFeO}_2$  на діелектричних сітлових підкладках безпосередньо після процесу виготовлення контролювався чотиризондовим методом і становив  $\rho_s = 10^4$   $\Omega/\text{квадрат}$ .

На рис. 1 приведені прямі гілки вольт-амперних характеристик  $I(V)$  гетероструктур  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$ , виміряні при різних температурах. Вони добре описується формулою в рамках моделі, що враховує вплив послідовного ( $R_s$ ) і шунтуючого опорів ( $R_{sh}$ ):

$$I = I_s \left[ \exp\left(\frac{e(V - IR_s)}{nkT}\right) - 1 \right] + \frac{V - IR_s}{R_{sh}} \quad (1)$$

де  $I_s$  – зворотній струм насичення, який можна знайти екстраполяцією до нульової напруги,  $n$  – коефіцієнт неідеальності.

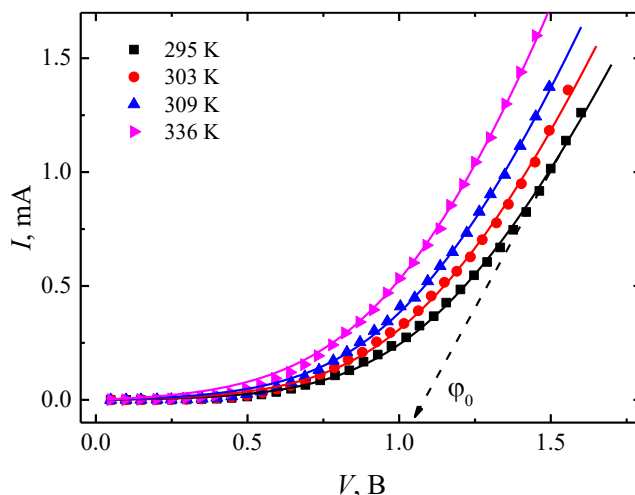


Рис.1 Прямі гілки ВАХ гетероструктури  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$  при різних температурах (крапки – експериментальні дані, криві – апроксимація формулою )

Суцільні криві на рис. 1 представляють собою результати апроксимації ВАХ формулою (1). Значення висоти потенціального бар'єру гетероструктури  $\phi_0$  при різних температурах визначені шляхом екстраполяції лінійних ділянок ВАХ до перетину з віссю напруг. Встановлено, що температурна залежність  $\phi_0(T)$ , для гетероструктур  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$  добре описується рівнянням:

$$\phi_0(T) = \phi_0(0) - \beta_\phi T, \quad (2)$$

де  $\beta_\phi = 5.5 \cdot 10^{-3} \text{ eV} \cdot \text{K}^{-1}$  – температурний коефіцієнт висоти потенціального бар'єру, а  $\phi_0(0) = 2.56 \text{ eV}$  – значення висоти потенціального бар'єру досліджуваної гетероструктури при абсолютному нулі температури.

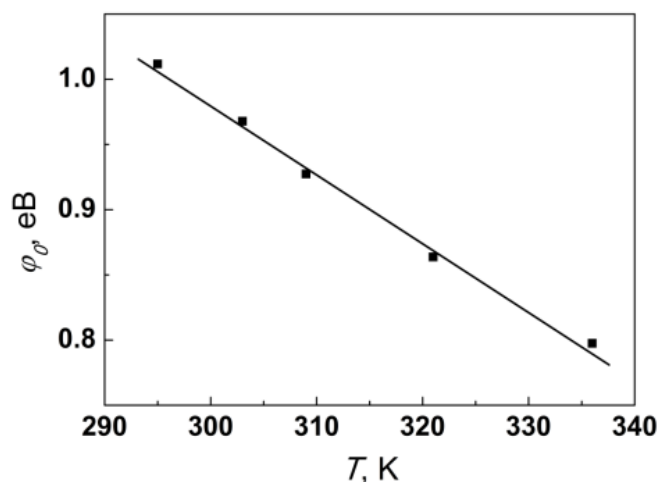


Рис. 2. Залежність висоти потенціального бар'єру  $\phi_0$  від температури для гетероструктури  $\text{CuFeO}_2/n\text{-InSe}$

Велике значення  $\beta_\phi$  порівняно з температурним коефіцієнтом ширини забороненої зони для InSe ( $\beta_{E_g} = 2.3 \cdot 10^{-4}$  eV/K) може бути обумовлено великою концентрацією поверхневих дефектів  $N_{ss}$  на межі розділу CuFeO<sub>2</sub>/n-InSe, що є наслідком істотного розходження постійних ґраток  $a$  матеріалів гетеропереходу.

У першому наближенні  $N_{ss} \propto x^{-2}$  [13], де відстань між дислокаціями невідповідності  $x$  визначається з наступного виразу:

$$x = a_{\text{InSe}} a_{\text{CuFeO}_2} / (a_{\text{InSe}} - a_{\text{CuFeO}_2}) \quad (3)$$

Для  $a_{\text{InSe}} = 4.24$  Å і  $a_{\text{CuFeO}_2} = 5.43$  Å отримаємо  $x = 19.3$  Å і  $N_{ss} = 2.67 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup>. При такій густині поверхневі стани можуть грати роль ефективних центрів захоплення, або рекомбінації і суттєво впливати на електричні властивості гетероструктур.

Досліджена спектральна залежність квантової ефективності опроміненої зі сторони плівки CuFeO<sub>2</sub> гетероструктури CuFeO<sub>2</sub>/n-InSe в інтервалі енергій фотонів 1.2÷3.2 eV з максимумом при 2.3 eV. Встановлено що довгохвильовий край фоточутливості при  $h\nu = 1.2$  eV обумовлений краєм фундаментального поглинання в n-InSe. Тонкі плівки CuFeO<sub>2</sub> є полікристалічними, внаслідок чого край власного поглинання розмитий через часткове поглинання на границях зерен порівняно з монокристалічними матеріалами. При енергіях  $h\nu < E_g = 2.4$  eV частина випромінювання поглинається на границях зерен. При цьому, світло яке здатне поглинатися у n-InSe не проникає у базову область через поглинання у CuFeO<sub>2</sub>.

## EFFECT OF MACHINING TIME ON THE ELECTRONIC STRUCTURE OF 20%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/80% SiO<sub>2</sub>

**Y. V. Yavorskyi, Ya. V. Zaulychnyy, O. I. Dudka, Liu Guannan**

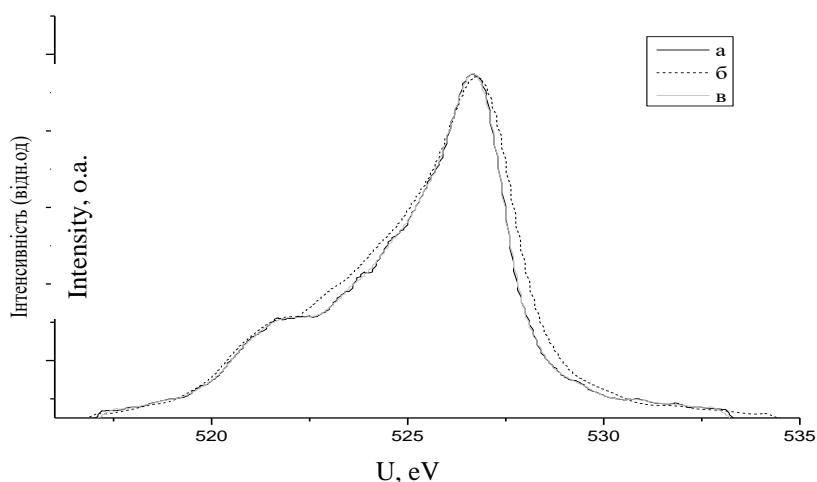
*E. O. Paton Institute of Material Science and Welding,*

*National Technical University of Ukraine "Kyiv Polytechnical Institute",*

*35 Politekhnichna Str., Kyiv 03056, Ukraine, [yar-yra@ukr.net](mailto:yar-yra@ukr.net).*

As it was shown in previous studies [1-3], as a result of treatment in microbreaker (MBT) due to high local pressures and temperatures, there is a change in structural and morphological features. However, in these studies, the effect of 5 minutes of treatment was shown. But when the processing time is changed, the intensity of the changes may be different. That is why the task was set to establish the influence of different times of MBT on the electronic structure of the 20%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/80%SiO<sub>2</sub> mixture.

The preparation of nanooxide mixtures for MBT requires a number of thermal and thermovacuum treatment operations, etc. [4]. As a result, inter-particle bonds appear in coated nanocomposites, which lead to the transfer of additional electronic charges to oxygen atoms. Molecules sorbed by water nanooxides can also provide an additional negative charge. Therefore, treatment of the specified mixtures without prior annealing can provide an answer to these questions. Since the X-ray phase analysis cannot find out the contribution of sorbed water to the electronegativity of the studied system, it is necessary to use the study of the X-ray emission bands of oxygen and the effect on their MBT parameters. Earlier [5] it was shown that interatomic bonds formed in coated nanooxide particles, due to which the negative charge of such nanoparticles



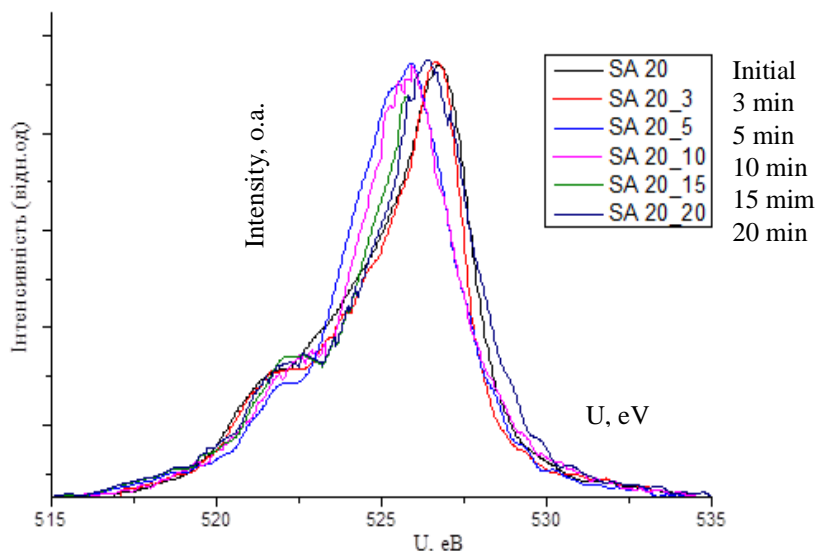
**Fig. 1.** OK $\alpha$  spectra: of the clad mixture (a), obtained at an anodic current of 10 mA (b), obtained at an anodic current of 1

increased due to the transfer of weakly bound electrons from silicon and aluminum to the Or states of oxygen. To find out the presence of such a transition, the dependence of the shape and relative intensities of the SiL $\alpha$  and AlL $\alpha$  emission bands on the MBT time should be analyzed. OK $\alpha$  emission bands were obtained at minimum anodic currents of 1 mA to preserve sorbed H<sub>2</sub>O molecules in the samples and at I = 10 mA to obtain spectra from dehydrated samples. Their comparison together with the spectra obtained after thermal vacuum treatment (Fig. 1) revealed that the width of OK $\alpha$  - bands of the original mixture is larger than the spectrum obtained from the thermovacuum mixture and differs from the spectra obtained earlier [5] mainly in that the expansion is observed both in the high-energy and low-energy regions due to simple superposition. At the same time, the expansion in the high-energy region is more intense, apparently due to molecules that are not chemisorbed.

After MBT within 3 minutes (Fig. 2), the intensity and expansion in the high-energy region decreased, leveling off with that in the low-energy region. This may be a consequence of the removal

of non-chemisorbed vol molecules from the nanoparticle surface. Because after obtaining the  $OK\alpha$  bands at an anodic current of 10 mA, the band is very similar to the band that was obtained earlier [5] without MBT.

Increasing the MBT time to 10 minutes led to a decrease in the broadening of the  $OK\alpha$  bands in the low-energy region with the allocation of a rather pronounced influx, which indicates a decrease in the contribution of  $Op-p\pi$ -bonds between surface atoms of nanoparticles. Obviously, this is a consequence of the destruction of part of the plated nanooxides. Longer treatments at 15 and 20



**Fig. 2.**  $OK\alpha$  spectra of mixtures with different time of MBT

minutes lead to an even smaller expansion of the  $OK\alpha$  band in the energy region corresponding to the  $Op\pi$  state, but the described expansion still remains. This indicates that not all clad nanoparticles are destroyed.

Impact-vibration treatment of the mixture for 5 minutes led to a narrowing of the expansion of the  $OK\alpha$  band in the high-energy line and a shift to the long-wavelength side of the low-energy contour, as was observed for the clad with the same 5-minute treatment [5]. It is obvious that  $O-O\pi$ -bonds between the surface atoms of the contacting particles of the mixture 20%  $Al_2O_3$ /80%  $SiO_2$  are formed under such regimes.

### List of literature

1. Influence of Mechanical Treatment on Structural and Morphological Characteristics and Distribution of Valence Electrons of Aluminum, Silicon, Iron and Titanium Oxides / Yu.V. Yavorsky, Ya.V. Zaulichny, V.M. Gunko, M.V. Karpets // Journal Of Nano- And Electronic Physics – 2018. – Vol. 10 No 6, 06005(8pp). [https://doi.org/10.21272/jnep.10\(6\).06005](https://doi.org/10.21272/jnep.10(6).06005)
2. Effect of mechanical treatment on distribution of valence electrons and characteristics of lithium current sources in nanocomposite  $(SiO_2)_x(Al_2O_3)_{1-x}$  ( $x=0.8, x=0.7$ ) cathode / Ya.V. Zaulychnyy, V.M. Gun'ko, Y.V. Yavorskyi, I.M. Gasyuk, N. Wanderka, O.I. Dudka // Applied Surface Science 494 (2019) 1013–1022. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.07.206>.
3. Зміна енергетичного розподілу валентних електронів при формуванні нанорозмірних сумішей  $SiO_2+Al_2O_3$  пірогенним синтезом / Я.В. Зауличний, В.Я. Ільків, Ю.В. Яворський, В.М. Гунько, В.І. Зарко, М.В. Карпець // Фізика і хімія твердого тіла. – 2015. – Т. 16, № 2. – С. 425-431. <https://doi.org/10.15330/pcss.16.2.425-431>.
4. The Dependence between the structural-morphological features mixes  $0.8SiO_2/0.2Al_2O_3$  from the time of mechanical treatment / Yu.V. Yavorsky, Ya.V. Zaulichny, M.V. Karpets, A.I. Dudka, A.B. Hrubciak, V.V. Moklyak // Physics and Chemistry of Solid State, V. 22, No. 3 (2021) pp. 516-521. <https://doi.org/10.15330/pcss.22.3.516-521>.
5. Effect of mechanical treatment on distribution of valence electrons and characteristics of lithium current sources in nanocomposite  $(SiO_2)_x(Al_2O_3)_{1-x}$  ( $x=0.8, x=0.7$ ) cathode / Ya.V. Zaulychnyy, V.M. Gun'ko, Y.V. Yavorskyi, I.M. Gasyuk, N. Wanderka, O.I. Dudka // Applied Surface Science 494 (2019) 1013–1022. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.07.206>

**ОСОБЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАБІЛЬНИХ ЕЛЕКТРИЧНИХ КОНТАКТІВ ДО  
МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЗРАЗКІВ  $PbI_2$** 

Доц. Фурс Т.В.

Луцький національний технічний університет,  
43018 вул. Львівська, 75, Луцьк, Україна,  
e-mail: t.furs@lntu.edu.ua

Монокристали плюмбум (II) йодиду ( $PbI_2$ ) належать до класу напівпровідникових матеріалів, придатних для створення структур, чутливих до електромагнітного (зокрема й іонізуючого) випромінювання [1-4]. Тому дослідження даних кристалів пов'язані здебільшого з вимірюванням електрофізичних параметрів.

Процес створення вимірювальних структур передбачає виготовлення надійних стабільних електричних контактів задля забезпечення достовірності отриманих результатів. Складність виготовлення електродів до зразків  $PbI_2$  викликана шаруватою кристалічною структурою даного матеріалу. У межах шарового пакету  $PbI_2$  діють сильні іонно-ковалентні зв'язки, а між шаровими пакетами – слабкі ван-дер-ваальсові зв'язки. Така унікальність структури виразно проявляє анізотропію їх властивостей. Зокрема, кристали  $PbI_2$  легко сколюються у напрямку, перпендикулярному кристалографічній осі  $c$  (вздовж шарів), чого не спостерігається у напрямку  $\parallel c$ . Загалом, матеріалу  $PbI_2$  властива низька міцність й схильність до розшаровування.

Усі ці фактори викликають труднощі з формуванням електричних контактів на поверхні зразків  $PbI_2$ . З однієї сторони необхідно забезпечити максимальну щільність контактуючих поверхонь електрода і зразка, а з іншої – не пошкодити поверхневий шар й зберегти цілісність зразка загалом. Окрім того, необхідно враховувати необхідність забезпечення адгезії матеріалу електрода з поверхнею зразка, їх можливу хімічну активність як з матеріалом  $PbI_2$ , так і з середовищем. Тому низка металів, потенційно придатних за електрофізичними властивостями для виготовлення контактів до  $PbI_2$ , не відповідають відміченим хіміко-технологічним аспектам. Задовільними електродними матеріалами по відношенню до плюмбум (II) йодиду є такі: графіт, аквадаг, плюмбум, графітова електропровідна паста.

Для проведення вимірювань електрофізичних величин на поверхнях зразків необхідних розмірів формують омичні контакти. Складність створення омичних контактів до торців  $PbI_2$  зумовлена шаруватістю кристалів, що при необережній операції може призвести до розшарування зразка й подальшої погіршеності при вимірюваннях.

Ідеальними омичні контакти є тоді, коли, насамперед, відмічається лінійна вольт-амперна залежність, й опір контакту є низьким порівняно з об'ємним опором  $PbI_2$ . Як показують дослідження, прості механічні притискні контакти, виготовлені з тонких (1 мм) пластинок графіту і плюмбуму не завжди забезпечують омичність у процесі вимірювань [5]. Це пов'язано, передусім, з недостатньо вираженою адгезією між поверхнями електрода і зразка. Оптимальне значення зусилля пружини, яка притискає електроди до зразків, становить 14-17 кПа. Виявлено, що при більших зусиллях (більше 17 кПа) спостерігається механічна деформація зразка, особливо при нагріванні до температур вище 100 °C [5].

Найбільш оптимальними за технологічністю і фізико-хімічними властивостями виявилися електричні контакти з хімічно інертної графітової пасти, замішаної на основі полімерного наповнювача з додаванням солей паладію. Дослідження, проведені з використанням саме такого електродного матеріалу, забезпечують стабільність вимірювань, достовірність і відтворюваність результатів [5] при різних температурних режимах.

1. Liu J., Zang Y. Growth of lead iodide single crystals used for nuclear radiation detection of Gamma-rays. *Crystal Research and Technology*. 2017. V. 52(3), 1600370. doi: 10.1002/crat.201600370

2. Wang Y., Gan L., Chen J., Yang R., Zhai T. Achieving highly uniform two-dimensional PbI<sub>2</sub> flakes for photodetectors via space confined physical vapor deposition. *Science Bulletin*. 2017. 62(24), 1654. doi: [10.1016/j.scib.2017.11.011](https://doi.org/10.1016/j.scib.2017.11.011)
3. Tariq M. Al-Daraghme, Mahmoud H. Saleh, Mais Jamil A. Ahmad, Basim N. Bulos, Khawla M. Shehadeh, Mousa M. Abdul-Gader Jafar. Electrical Transport Mechanisms and Photoconduction in Undoped Crystalline Flash-Evaporated Lead Iodide Thin Films. *Journal of Electronic Materials*. 2018. 47(3), 1806. <https://doi.org/10.1007/s11664-017-5953-3>
4. Hui S., Beijun Z., Dingyu Y., Peihua W., Xiuying G., Xinghua Z. Flexible X-ray detector based on sliced lead iodide crystal. *Phys. Status Solidi RRL*. 2017. V.11 (2), 1600397. doi: 10.1002/pssr.201600397
5. Калущ О.З., Фурс Т.В., Кліменко О.О. Дослідження загальної електропровідності монокристалів PbI<sub>2</sub>. *Наукові нотатки. Міжвузівський збірник*. 2010. Вип. 28. С. 239-242.

## Секція 4

### Теоретичні та прикладні питання математичної фізики

УДК 621.9.048

#### МАТЕМАТИЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ НА ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТЯ ПІД ЧАС ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ

доц. О.П. Гапонова, доц. Т. І. Жиленко, доц. Н. В. Тарельник,

ст. В. М. Безрук, маг. Н. Р. Голуб

Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, Суми, 40007

gaponova@pmtkm.sumdu.edu.ua

Існує багато методів модифікації поверхні із покращеними механічними характеристиками. Перспективним методом є електроіскрове легування (ЕІЛ). ЕІЛ – це процес, який може застосовуватися для модифікації робочих поверхонь при утворенні зносостійких та антикорозійних покриттів для покращення та продовження терміну служби деталей та інструмента, а також для відновлення розмірів деталей. У процесі нанесення покриття тривалість електричних імпульсів триває від кількох мікросекунд до мілісекунд, за цей час матеріал електрода осаджується на поверхні катода (оброблюваної деталі) і створюється захисний шар. Низька енергоємність процесу та здатність до формування міцного з'єднання покриття-основа є одними із значних переваг ЕІЛ. На даний час опублікована достатня кількість робіт, присвячених експериментальному дослідженню модифікованих поверхонь методом ЕІЛ [1-3]. Однак не створено математичної моделі електроіскрового легування, яка б дозволяла прогнозувати властивості отриманих покриттів. Це відбувається через складність математичного опису процесу ЕІЛ і його багатопараметричності.

Електроіскрове легування часто описують як процес мікродугового зварювання. Під час процесу електростатичного розряду електрод, що осаджує, миттєво контактує з поверхню підкладки легким тиском [4, 5]. Необхідно підтримувати рух електрода щоб запобігти прилипанню легувального електрода (анода) до поверхні підкладки (катода). Крім того, існують важливі параметри процесу ЕІЛ – параметри електрода, підкладки, середовища та електричні характеристики. Зміна будь-який із цих параметрів призведе до зміни властивостей і якості модифікованої поверхні.

Електричні характеристики процесу ЕІЛ чинять найбільший вплив на якість покриттів та швидкість їх осадження [5]. Збільшення енергії розряду збільшує швидкість осадження. Енергія розряду  $E_p$  визначається як:

$$E_p = \int_0^{t_p} V(t) \cdot I(t) dt$$

де  $V(t)$  – функція напруги під час розряду,  $I(t)$  – функція струму під час розряду, а  $t_p$  – тривалість імпульсу.

Змінні, які впливають на режимну енергію розряду, включають ємність, зарядну напругу, індуктивність та питомий опір ланцюга. Ємність і зарядна напруга змінюють енергію розряду шляхом зміни тривалості розряду та пікового струму відповідно. Зарядна напруга контролює силу струму, що протікає в конденсаторі. Чим більша ємність, тим більшою буде тривалість розряду для заданого потенціалу напруги. Питомий опір ланцюга має негативний вплив на енергію розряду, обмежуючи потік струму ланцюга [5].

Отже метою роботи є розробка математичної моделі впливу теплових процесів на формування покриття методом електроіскрового легування та визначення найбільшої потужності генератора шляхом встановлення зв'язків з кількістю теплових процесів на поверхні виробу, які прямопропорційно залежать від цієї потужності, та формується найміцніше покриття для електрода заданого діаметра.

При нанесенні покриття методом електроіскрового легування оперують потужністю генератора імпульсів  $W$ ; швидкістю переміщення електрода,  $v$ ; товщиною покриття, що

наноситься,  $h$ . Оскільки збільшити температуру катода можна за допомогою двох джерел, загальна потужність яких можна зрівняти з потужністю генератора імпульсів:

$$q_1 + q_2 = q_0 = \eta \frac{W}{S_e}, \quad (1)$$

де  $\eta$  – коефіцієнт корисної дії генератора імпульсів,  $\eta \approx 0,8$ ;

$W$  – потужність розряду при ЕІЛ.

При розрахунку оптимального режиму нанесення покриттів необхідно вибрати найбільшу швидкість руху джерела. Для системи оптимізації найпринятнішим критерієм є вираз ( $v = \max$ ).

$$W = \frac{\pi \rho L_{fe} d^3}{4 \eta p} h v. \quad (6)$$

$L_{fe}$  – прихована теплота плавлення матеріалу електрода;

$d$  – діаметр електроду.

$$p = \sqrt{\frac{\Lambda_e C_e \rho_e}{\Lambda C \rho}},$$

де  $\Lambda_e, C_e, \rho_e, \Lambda, C, \rho$  – коефіцієнти теплопровідності, теплоємності та щільності відповідно електрода і виробу

За цією формулою встановлюється залежність між товщиною покриття, швидкістю руху анода і потужністю генератора імпульсів в конкретних умовах. Відповідно до (6) побудовано графіки залежностей між швидкістю руху анода та потужністю генератора при заданих значеннях діаметру електроду.

Отже, можна зробити висновок, що чим більший діаметр електрода, тим вища потужність генератора необхідна для підвищення швидкості аноду і створення міцного покриття матеріалу. Для формування покриття з високою адгезією до основи рекомендовано застосовувати анод (легуючий електрод) діаметром 4-4,5 мм зі швидкістю переміщення 0.4 - 0.5 см/с, значення якої буде найоптимальнішим за максимальної потужності генератора при отриманні покриття товщиною 20 мкм. Вибір таких параметрів легування дозволить отримати покриття з високим зчепленням до основного матеріалу.

### Список використаних джерел:

1. Створення функціональних покриттів на поверхні маловуглецевої сталі багатостадійним електроіскровим легуванням хромом та графітом у насичувальних середовищах / Є. В. Іващенко, Г. Г. Лобачова, Н. А. Шаповалова, К. Є. Ігнасюк. *Проблеми тертя та зношування*. 2016. 2 (71). С. 62-66.
2. Гапонова О. П. Аналіз якості комплексних сульфоцементованих покриттів, отриманих методом електроіскрового легування. Наукові нотатки. 2019. Вип. 67. С. 24–28. <https://doi.org/10.36910/6775.24153966.2019.67.4>
3. Забезпечення захисту поверхонь торцевих імпульсних ущільнень турбомашин шляхом формування зносостійких наноструктур / В.Б.Тарельник, Є.В. Коноплянченко, О.П. Гапонова, Н.В. Тарельник. Суми: Видавництво "Університетська книга". 2022. 250 с.
8. *Welding Handbook*. Vol. 3, 9th ed. American Welding Society, Miami, FL. 2007. P. 598 – 602.
9. Reynolds L., Holdren R. L., Brown L.E. Electro-spark deposition. *Advanced Materials and Processes*. 2003. Vol. 161. No. 3. P. 35-37.

## ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ ДОТИЧНИХ НАПРУГ В ЗГІНАЛЬНОМУ ДЕРЕВ'ЯНОМУ ЕЛЕМЕНТІ З ВРАХУВАННЯМ НЕЛІНІЙНОСТІ ДЕФОРМУВАННЯ ДЕРЕВИНИ

доц. Гомон П. С.

*Національний університет водного господарства та природокористування, Рівне, Україна,  
e-mail: p.s.homon@niwmt.edu.ua*

Визначення дотичних напружень в згинальному елементі з врахуванням нелінійної роботи деревини елементу потрібно розпочати з розгляду самого елементу. Таким елементом може слугувати консольно закріплена балка, балка на двох опорах чи нерозрізна балка, до якої прикладені зовнішні зусилля. Якщо вирізати частину такого згинального елементу та зобразити внутрішні зусилля, що діють на частину елементу, то ми отримаємо Рис.1. Це частина балки (згинального елементу), на яку діє пара сил від дії згинального моменту та дотичні напруження, які цю різницю в силах сприймають згідно рівнянь рівноваги, який описував Д. І. Журавський [1].

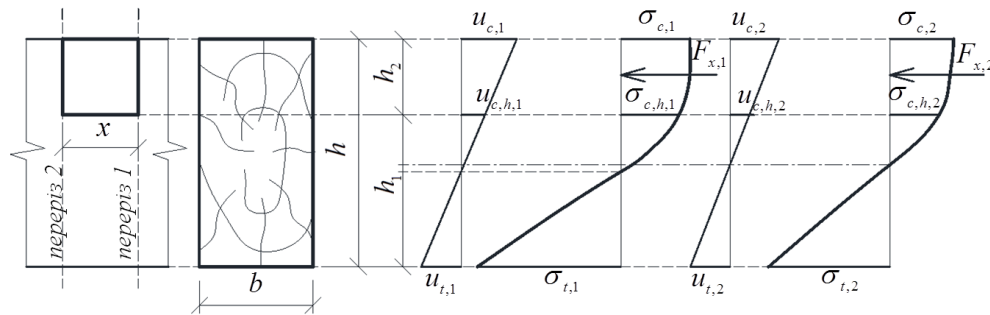


Рис. 1. Напружено-деформований стан в перерізах 1 та 2 від дії моментів.

Визначення дотичних напружень слід виконувати в такій послідовності: 1) необхідно визначити відносні деформації при діючих моментах. Для цього скористаємося раніше знайденими функціями, які описують графік «кривина-момент». Та підставивши момент отримаємо значення кривини в перерізі 1 та 2; 2) для визначення положення нейтральної лінії використаємо графік зміни нейтральної лінії та визначимо коефіцієнт співвідношення стиснутої зони до розтягнутої; 3) в залежності від отриманих відносних деформацій розраховуємо зусилля та визначаємо середнє значення деформацій на ділянці; 4) проведемо розрахунок дотичних напружень, які виникають в дерев'яному елементі при максимальному моменті, який може сприйняти поперечний переріз. Так для дерев'яних елементів прямокутної форми з використанням функції діаграми деформування деревини (полінома). Значення зусиль, що діють на частину балок буде рівне формулам (1,2), а відповідне значення дотичних напружень (3)

$$F_{x,1} = by_{c,1} \left( \sum_{k=1}^4 \frac{w_k}{k+1} \cdot \frac{u_{c,1}^k}{u_{c,0,d}^{k-1}} \right) - by_{c,h,1} \left( \sum_{k=1}^4 \frac{w_k}{k+1} \cdot \frac{u_{c,h,1}^k}{u_{c,0,d}^{k-1}} \right) \quad (1)$$

$$F_{x,2} = by_{c,2} \left( \sum_{k=1}^4 \frac{w_k}{k+1} \cdot \frac{u_{c,2}^k}{u_{c,0,d}^{k-1}} \right) - by_{c,h,2} \left( \sum_{k=1}^4 \frac{w_k}{k+1} \cdot \frac{u_{c,h,2}^k}{u_{c,0,d}^{k-1}} \right) \quad (2)$$

$$\tau_x = bx(F_{x,1} - F_{x,2}) \quad (3)$$

### Список використаних джерел

1. Писаренко Г.С., Квітка О.Л., Уманський Е.С. Опір матеріалів. Підручник. Київ: Вища школа, 1993. 655 с.
2. Гомон П.С. Особливості побудови діаграми «момент-кривина» підсилених балок з деревини прямокутного перерізу. *Вісник Національного університету водного господарства та природокористування. Серія «Технічні науки»*. Рівне: НУВГП, 2021. Випуск 3(95). С. 128-138.

**THE EXISTENCE OF THE SOLUTION TO THE BBGKY HIERARCHY OF EQUATIONS  
FOR SYSTEMS OF IDENTICAL PARTICLES**

**Ass. Prof. H. M. Hubal**

*Lutsk National Technical University, 75 Lvivska st., Lutsk 43018, Ukraine,  
halynahbl@gmail.com*

Non-equilibrium states of infinite systems of particles are described by infinite sequences of distribution functions which are solutions to the BBGKY hierarchy of equations [1, 2].

In the Banach space  $E_{\xi, \beta}$  of sequences of bounded measurable functions  $f_n(x_1, \dots, x_n)$  with the norm

$$\|f\| = \sup_{n \geq 0} \xi^{-n} \sup_{x_1, \dots, x_n} |f_n(x_1, \dots, x_n)| e^{\beta \sum_{i=1}^n p_i^2},$$

where  $\xi, \beta > 0$  are numbers, it is considered the Cauchy problem for the BBGKY hierarchy of equations for an infinite one-dimensional symmetric system of identical particles of diameter  $\sigma$  and mass  $m=1$ . Each  $i$ -th particle is characterized by the phase coordinates

$$(q_i, p_i) \equiv x_i \in \mathbb{R}^1 \times \mathbb{R}^1, \quad i \geq 1.$$

Let us denote by  $R$  the radius of action of forces between particles. The particles interact through a pairwise, twice continuously differentiable potential  $\Phi$  of finite radius on the interval  $[\sigma; R]$  with hard core.

The solution to such a problem is represented in the form of an expansion into groups of particles, the evolution of which is determined by the cumulants (semi-invariants) of the evolution operator of the corresponding group of particles [2, 3]:

$$F_{|Y|}(t, Y) = U_1(t, Y)F_{|Y|}(0, Y) + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n!} \int_{R^n \times R^n} d(X \setminus Y) \sum_{\substack{Z \subset X \setminus Y \\ Z \neq \emptyset}} (-1)^{|X \setminus (Y \cup Z)|} U_2(t, Y, Z) F_{|X|}(0, X), \quad (1)$$

where

$$Y = (x_1, \dots, x_s), \quad X = (x_1, \dots, x_s, x_{s+1}, \dots, x_{s+n}),$$

$\sum_Z$  is the sum over all nonempty subsets  $Z$  of the set  $X \setminus Y$ ,  $Z \subset X \setminus Y$ , and the group of  $|Z|$  particles evolves as one element;

$$U_1(t, Y), \quad U_2(t, Y, Z)$$

are cumulants of the evolution operators

$$S_{|Y|}(-t, Y), \quad S_{|Y \cup Z|}(-t, Y, Z)$$

respectively.

Based on the presented method of calculating the volume of the interaction region, the following theorem is proved.

**Theorem.** *If  $\Phi$  is a pairwise, twice continuously differentiable interaction potential of finite radius on the interval  $[\sigma; R]$  with hard core, and the initial data  $F(0) \in E_{\xi, \beta}^0$ , then the series representing the solution (1) converges uniformly with respect to  $Y$  on an arbitrary compact for*

$$0 \leq t < t_0 = \min(t'_0, t''_0)$$

where

$$t'_0 = \frac{\beta}{16(1 + \xi e^{2\beta B})e\sqrt{\pi}},$$

$$t''_0 = \sqrt{\frac{2}{D} \left( \frac{\sqrt{\beta}}{2(1 + \xi e^{2\beta B})e\sqrt{2\pi}} - 2R \right)}.$$

### References

1. Hubal H.M. The generalized kinetic equation for symmetric particle systems / H.M. Hubal // *Mathematica Scandinavica*. – 2012. – Vol. 110, Fasc. 1. – P. 140-160.
2. Hubal H.M. Mathematical description of the non-equilibrium state of symmetric particle systems / H.M. Hubal // *International Journal of Applied Mathematics*. – 2019. – Vol. 32, No. 5. – P. 767-774.
3. Gerasimenko V.I. On the structure of expansions for the BBGKY hierarchy solutions / V.I. Gerasimenko, T.V. Ryabukha, M.O. Stashenko // *J. Phys. A: Math. and General*. – 2004. – Vol. 37, No. 42. – P. 9861-9872.

## МОДЕЛЮВАННЯ ФОТОЕЛЕКТРИЧНОГО ПЕРЕТВОРЮВАЧА

Доц. Лишук В.В., ст. Раковець А.В.

Луцький національний технічний університет,

м. Луцьк, вул. Львівська, 75

[et@lntu.edu.ua](mailto:et@lntu.edu.ua)

Масштабне використання сонячних панелей зумовлює гостру необхідність визначення їх параметрів та характеристик. Така модель дає змогу відмовитись від можливих дороговартісних натурних експериментів і з високою точністю описати процеси перетворення енергії у фотоелементах.

Як показує практика моделювання подібних елементів, різниця між обчисленими та реальними величинами складатиме кілька відсотків. Сонячний елемент має таку ж фізичну суть як і звичайний напів-провідниковий діод з  $p-n$  переходом [1, 2].

Як відомо, в електротехніці та електроніці для побудови моделей пристроїв користуються їх заступними схемами. Їх можна застосувати й для сонячного фотоелемента. На рис.1 показано схему заміщення сонячного елемента. У схемі опори серієсний опір  $R_c$  і шунтовий  $R_{ш}$  відображають спад напруги на шляху руху носіїв зарядів напівпровідника до затискачів та струми витікання вздовж країв сонячного елемента відповідно [2].

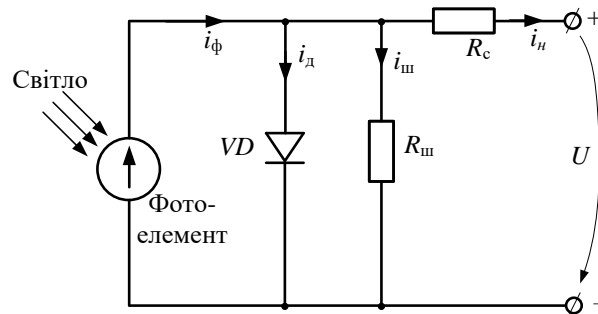


Рис.1. Схема заміщення фотоелементу.

Характеристичне рівняння запишемо у вигляді I закону Кірхгофа

$$i_{\phi} = i_{\delta} + i_{ш} + i_{н}. \quad (1)$$

Тут  $i_{\phi}$ ,  $i_{\delta}$ ,  $i_{ш}$ ,  $i_{н}$  – фотострум, що залежить від густини сонячного випромінювання, струми через діод, через шунтувальний опір, навантаження відповідно.

Запишемо струм через шунт за законом Ома

$$i_{ш} = \frac{U_{\delta}}{R_{ш}} = \frac{U + iR_c}{R_{ш}}. \quad (2)$$

Вольт-амперна характеристика фотодіоду описується рівнянням

$$i_{\delta} = i_s \left( e^{\frac{q(U + R_c i)}{mkT}} - 1 \right), \quad (3)$$

де  $i_s$  – струм насичення ( $i_s = i_{3\delta}$ );  $q$  – заряд електрона,  $k$  – постійна Больцмана,  $m = 1 \dots 3$  – коефіцієнт, що враховує властивості матеріалу напівпровідника,  $U$  – напруга;  $q/k \approx 40 \text{ В}^{-1}$  при  $T = 300 \text{ К}$ .

Тоді рівняння (1) приймає вигляд

$$i_n = i_\phi - \frac{U + iR_c}{R_{sh}} - i_s \left( e^{\frac{q(U + R_c i)}{m k T}} - 1 \right). \quad (4)$$

Для моделювання зручно використати програмний комплекс Matlab з бібліотекою Simulink, що дає можливість зrealизувати принцип візуального моделювання у вигляді стандартних блоків. Побудована імітаційна модель показана на рис.2.

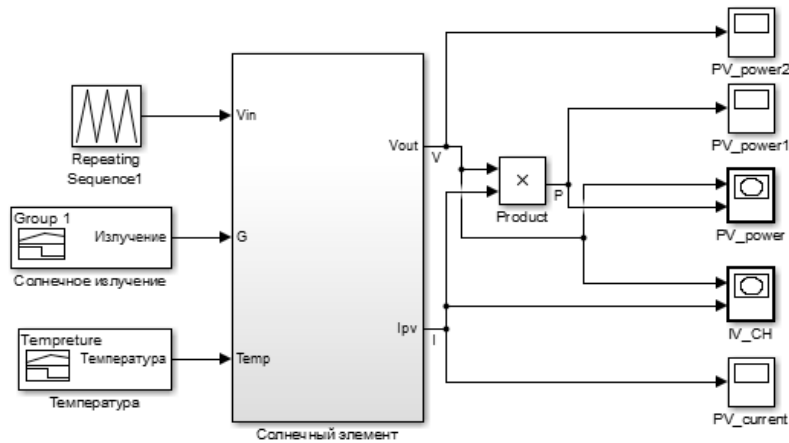


Рис.2. Імітаційна модель сонячного елемента.

На рис.3, 4 представлено сімейство вольт-амперних характеристик при постійній температурі 300 К і різних значеннях сонячного випромінюванні від 250 до 1000 Вт/м<sup>2</sup>.

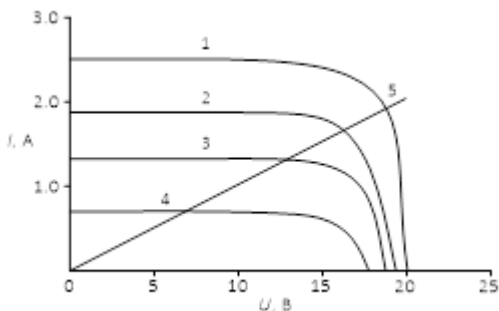


Рис.3. Сімейство вольт-амперних характеристик кремнієвого сонячного модуля з навантажувальною характеристикою 5 ( $R = 10 \text{ Ом}$ ) при освітленості  $E$ : 1 – 1000 Вт/м<sup>2</sup>, 2 – 750 Вт/м<sup>2</sup>, 3 – 500 Вт/м<sup>2</sup>, 4 – 250 Вт/м<sup>2</sup>.

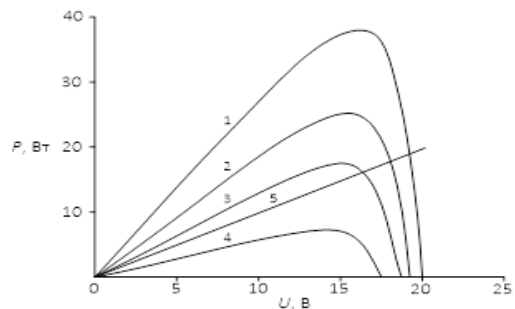


Рис.4. Сімейство ват-вольтних характеристик кремнієвого сонячного модуля з навантажувальною характеристикою 5 ( $R = 10 \text{ Ом}$ ) при освітленості  $E$ : 1 – 1000 Вт/м<sup>2</sup>, 2 – 750 Вт/м<sup>2</sup>, 3 – 500 Вт/м<sup>2</sup>, 4 – 250 Вт/м<sup>2</sup>.

Модель фотоелектричного модуля у середовищі Matlab дає можливість дослідження вольт-амперних і ват-вольтних характеристик фотоелектричного модуля відповідно при зміні освітленості, а також дає змогу розраховувати та аналізувати основні параметри сонячного модуля.

### Література

1. Жуйков В.Я. Энергетична електроніка. Електронний підручник. / В.Я. Жуйков, В.В. Рогаль, О.В. Будьонний, В.В. Пілінський. – К., 2008.
2. Шавьолкін О. О. Энергетична електроніка: навчальний посібник / О.О. Шавьолкін. – К.: КНУТД, 2017. – 396 с.

## КІНЕТИКА ВІДПАЛУ РАДІАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ В ОПРОМІНЕНОМУ ЕЛЕКТРОНАМИ ГЕРМАНІЇ

доц. С.В. Луньов, асп. А.І. Цизь, ст. І.А. Фесь

*Луцький національний технічний університет, вул. Львівська 75,  
м. Луцьк, 43018, Україна, [luniovser@ukr.net](mailto:luniovser@ukr.net)*

Дослідження механізмів відпалу та їх параметрів, таких як енергія активації та частота стрибків радіаційних дефектів на стік, дозволяє встановити умови експлуатації приладів електронної техніки, виготовленої на основі напівпровідників, які піддавались опроміненню та відпалу. Створення теоретичних моделей відпалу дозволить надати надасть науково-методичні рекомендації інженерам технологам та інженерам рекомендації щодо створення елементів електронної апаратури з наперед прогнозованими характеристиками.

Тому в даній роботі проводились дослідження ізотермічного відпалу для опромінених електронами з енергією 10 MeV та потоком  $\Phi=5 \cdot 10^{15}$  ел./см<sup>2</sup> монокристалів n-Ge та було запропоновано його теоретичну модель. На основі вимірювань ефекту Холла та спектрів ІЧ-поглинання було встановлено, що основними радіаційними дефектами, які утворюються при електронному опроміненні є комплекси VO<sub>i</sub>I<sub>2</sub>Ge та області роз впорядкування. Для розрахунку енергії активації відпалу та частотного фактора проводились також розрахунки концентрації комплексів VO<sub>i</sub>I<sub>2</sub>Ge (рис. 1.).

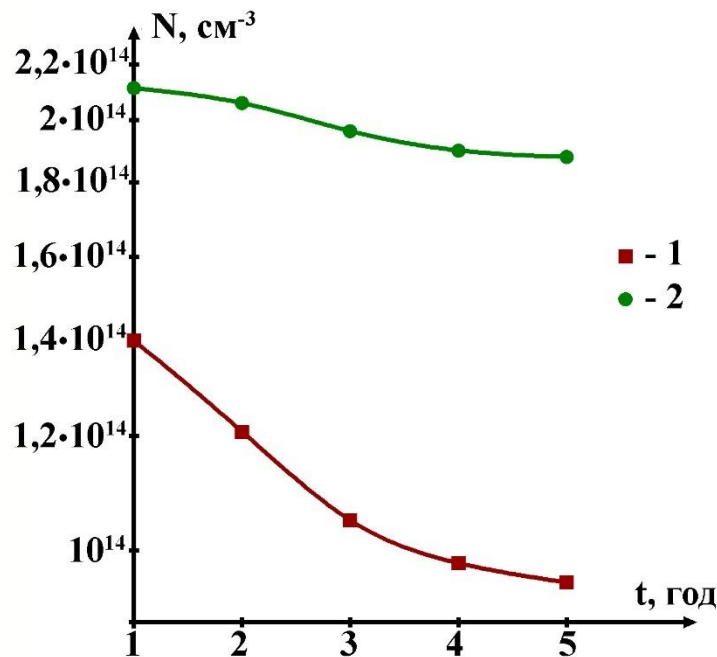


Рис. 1. Залежності концентрації комплексів VO<sub>i</sub>I<sub>2</sub>Ge від часу при різних температурах ізотермічного відпалу T<sub>v</sub>, К: 1 –448, 2 –433.

Нелінійність характеру одержаних залежностей вказує на те, що кінетика відпалу дефектів в нашому випадку не може бути описана рівнянням першого порядку, яке описує відпал дефектів:

$$N = N_0 e^{-\frac{t}{\tau}}, \quad (1)$$

де  $N$  – концентрація дефектів після відпалу,  $N_0$  – концентрація дефектів до відпалу,  $t$  – час відпалу,  $\tau$  – середній час життя дефекту.

Для випадку одночасних процесів відпалу комплексів VO<sub>i</sub>I<sub>2</sub>Ge та ядер областей розвпорядкування в досліджуваних монокристалах n-Ge, можна записати наступну систему рівнянь:

$$\begin{cases} \frac{dN_1}{dt} = \frac{N_V}{\tau_1} - \frac{N_A}{\tau_2}, \\ \frac{dN_V}{dt} = \frac{N_V}{\tau_1} + \frac{N_1}{\tau_2}. \end{cases}, \quad (2)$$

де  $N_1$ ,  $N_V$  – концентрації комплексів  $\text{VO}_i\text{I}_2\text{Ge}$  та вакансій в довільний момент часу,  $\tau_1$  та  $\tau_2$  – середній час життя вакансії та А-центру відповідно.

З розв'язку системи (2) отримаємо, що

$$N_1(t) = -\frac{N_0(k_2\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_1 t} + \frac{N_0(k_1\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_2 t}, \quad (3)$$

$$\text{де } k_1 = \frac{-\left(\frac{\tau_1}{\tau_2} - 1\right) + \sqrt{\left(\frac{\tau_1}{\tau_2} - 1\right)^2 + \frac{8\tau_1}{\tau_2}}}{2\tau_1}, \quad k_2 = \frac{-\left(\frac{\tau_1}{\tau_2} - 1\right) - \sqrt{\left(\frac{\tau_1}{\tau_2} - 1\right)^2 + \frac{8\tau_1}{\tau_2}}}{2\tau_1}.$$

Враховуючи результати ізотермічного відпалу для різних часів ізотермічного відпалу  $t_1$  та  $t_2$ , можна записати отримаємо наступну система рівнянь:

$$\begin{cases} N_A(t_1) = -\frac{N_0(k_2\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_1 t_1} + \frac{N_0(k_1\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_2 t_1}, \\ N_A(t_2) = -\frac{N_0(k_2\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_1 t_2} + \frac{N_0(k_1\tau_1 + \frac{\tau_1}{\tau_2})}{\tau_1(k_1 - k_2)} e^{k_2 t_2}. \end{cases} \quad (4)$$

Для знаходження енергії активації відпалу комплексів  $\text{VO}_i\text{I}_2\text{Ge}$  та ядер областей розвпорядкування запишемо вирази для середнього часу життя цих дефектів для двох різних температур відпал  $T_1$  та  $T_2$ :

$$\tau_1(T_1) = \frac{1}{\nu_1} e^{\frac{E_{a1}}{kT_1}}, \quad \tau_1(T_2) = \frac{1}{\nu_1} e^{\frac{E_{a1}}{kT_2}}, \quad (5)$$

$$\tau_2(T_1) = \frac{1}{\nu_2} e^{\frac{E_{a2}}{kT_1}}, \quad \tau_2(T_2) = \frac{1}{\nu_2} e^{\frac{E_{a2}}{kT_2}}. \quad (6)$$

З розв'язків рівнянь (5) та (6) отримаємо, що  $E_{a1} = 0,92 \text{ eV}$  – енергія активації відпалу ядра області розвпорядкування та  $E_{a2} = 1,04 \text{ eV}$  – енергія активації відпалу комплексу  $\text{VO}_i\text{I}_2\text{Ge}$ ,  $\nu_1 = 2,52 \cdot 10^6 \text{ c}^{-1}$  та  $\nu_2 = 1,07 \cdot 10^8 \text{ c}^{-1}$  – частотні фактори для вакансії та комплексів  $\text{VO}_i\text{I}_2\text{Ge}$  відповідно.

Одержане значення енергії активації відпалу для комплексу  $\text{VO}_i\text{I}_2\text{Ge}$  виявилось більшим, ніж для комплексу  $\text{VO}_i$  ( $E_a = 0,94 \text{ eV}$ ), що свідчить про більшу його термічну стійкість і більш стабільну в часі роботу електронних приладів, виготовлених на основі досліджуваних монокристалів германію.

УДК 519

**МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ «ДЕФЕКТНОГО» ПОРОУТВОРЕННЯ У ПОЛІМЕРНИХ ПІНАХ**

уч. Мікуліч Р.С.<sup>1</sup>, проф. Гулай О.І.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> - Волинський науковий ліцей Волинської обласної ради

<sup>2</sup> - Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75  
hulay@i.ua

Монтажні піни – сучасний будівельний матеріал, що забезпечує тепло- та віброізоляційний захист елементів конструкцій. Перевагою є їх низька густина та порівняно висока стійкість до впливу агресивних середовищ. Метою наукового дослідження було розробити методику моделювання пороутворення у пінистих матеріалах на основі аналізу кількості «дефектних» пор та розмірів інших комірок середовища.

Для вивчення розподілу «дефектних» пор у полімерних пінистих матеріалах було використано зразки, отримані за кімнатної температури без просторових обмежень у циліндричній формі (рис. 1). Із отриманого піноматеріалу було вирізано шість циліндричних зразків у вигляді шарів товщиною 1 см (рис. 1, б) та визначено кількість пор великих розмірів на кожній з отриманих поверхонь.

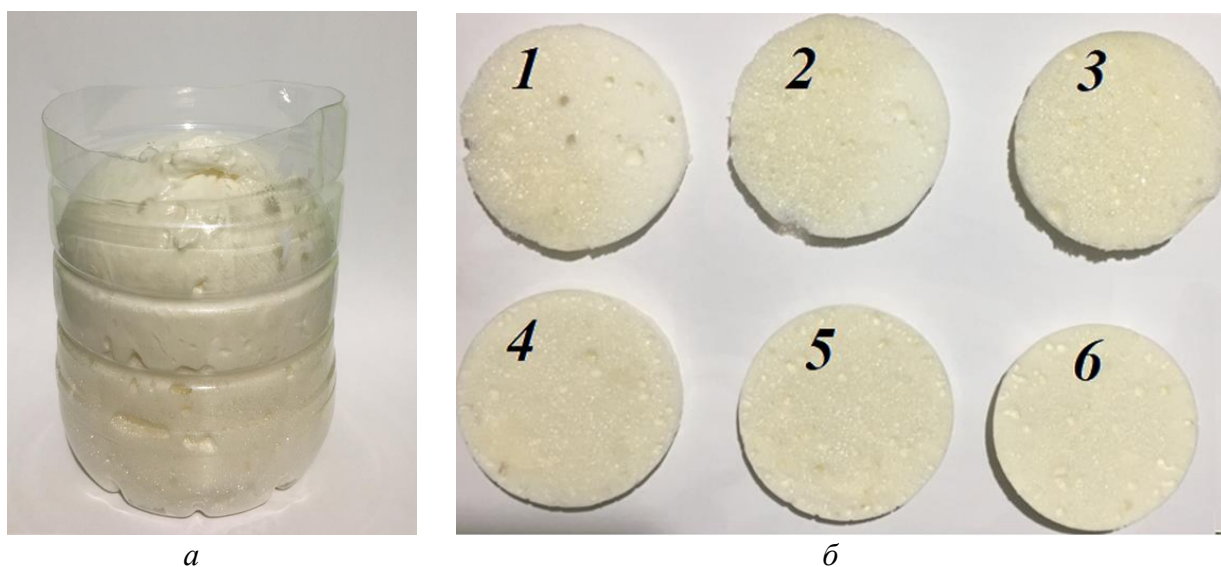


Рис. 1. Піноматеріал і зразки для дослідження пороутворення

Кількість «дефектних» пор нестандартних розмірів на верхній та нижній поверхнях отриманих зрізів наведено у таблиці 1. Для подальших розрахунків проведено усереднення відповідних значень.

Таблиця 1

**Кількість «дефектних» пор нестандартних розмірів**

Номер шару	1	2	3	4	5	6
Верхня поверхня	8	12	14	11	7	8
Нижня поверхня	11	15	10	8	8	10

Для побудови математичної моделі «дефектного» пороутворення використано вбудовані у MS Excel стандартні функції. Математична модель задачі, що описує залежність кількості дефектних пор від товщини шару піни, може бути представлена у вигляді:

$$N = N(l),$$

де  $l$  – відстань від поверхні отриманого піноматеріалу до відповідного шару.

Використаємо відомі математичні інтерполяційні методи для побудови математичної моделі. Представлення для функції  $N(l)$  можна записати у вигляді полінома (многочлена) другого, третього чи четвертого порядку у вигляді:

$$N_2(l) = -0,2262 \cdot l^2 + 1,5595 \cdot l + 8,2857; \quad (1)$$

$$N_3(l) = 0,3333 \cdot l^3 - 4,2262 \cdot l^2 + 15,226 \cdot l - 3,7143; \quad (2)$$

$$N_4(l) = 0,0152 \cdot l^4 + 0,0909 \cdot l^3 - 2,9167 \cdot l^2 + 12,508 \cdot l - 2. \quad (3)$$

Для аналізу ефективності побудованих математичних моделей за використання MS Excel побудуємо на одному графіку (див. рис. 2) криву, що відповідає вхідним дискретним параметрам (крива 1) та криві, що отримані на основі рівнянь 1- 3 (криві 2-4).

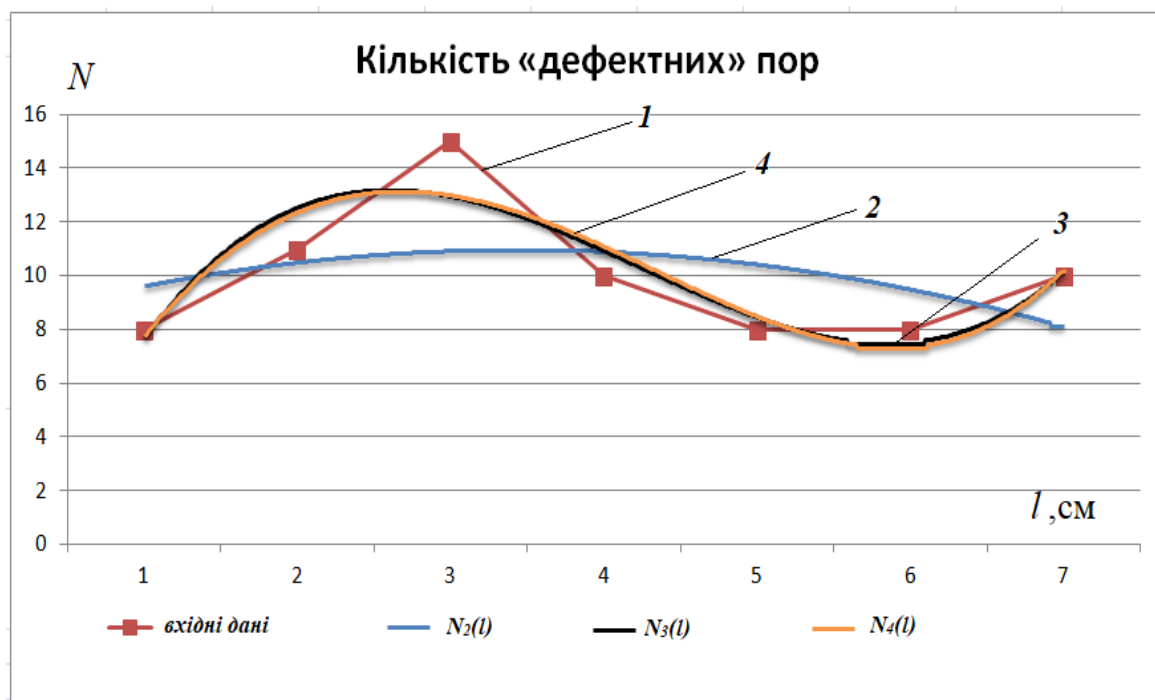


Рис 2. Математична модель «дефектного» пороутворення

Аналіз отриманих математичних рівнянь показує, що для опису розподілу пор нестандартних розмірів достатньо використання поліному третього порядку (крива 4 практично збігається із кривою 3). При цьому спостерігається незначна зміна кількості «дефектних» пор із збільшенням їх кількості біля поверхні, яка контактує з повітрям.

**ЧАСТКОВІ РОЗВ'ЯЗКИ ЗАДАЧІ ДВОХ МАГНІТНИХ ТІЛ****ст. Приходько А.О., доц. Шигорін П. П***Волинський національний університет імені Лесі Українки, проспект Волі, 13, м. Луцьк,  
Волинська обл., 43025, e-mail: andriyprychodko@gmail.com*

Розв'язуючи задачу руху двох магнітних тіл, ми можемо зрозуміти, що траєкторії руху можуть набувати найрізноманітніших варіацій. Два магнітних моменти  $M_1$  та  $M_2$  взаємодіють із силою [1]:

$$\vec{F} = \frac{M_1 M_2}{r^4} (\vec{p}_1(\hat{r}\vec{p}_2) + \vec{p}_2(\hat{r}\vec{p}_1) + \hat{r}(\vec{p}_1\vec{p}_2) - 5\hat{r}(\hat{r}\vec{p}_2)(\hat{r}\vec{p}_1))$$

Де  $\vec{p}_1, \vec{p}_2$  – одиничні вектори в напрямку магнітних моментів  $M_1$  та  $M_2$ ,  $\hat{r}$  – одиничний вектор в напрямку вектора  $\vec{r}$ .

Метод теоретичного [2] дослідження траєкторій руху які можуть виникати при русі двох магнітних тіл, нами було розглянуто в попередніх роботах. З нього ми можемо зробити висновок, що класифікувати дані траєкторії достатньо складно і єдиним методом теоретичного дослідження траєкторій може бути створення комп'ютерної симуляції, що дозволить нам побачити траєкторію руху при початкових даних, з певною точністю, при часовому кроці  $dt$ . Наприклад, при моделюванні руху двох магнітних тіл на площині (тобто тіла можуть обертатись та рухатись в одній площині) потрібно такі початкові дані:  $w_1, w_2, x, y, v_x, v_y$ . Де  $w_1, w_2$  – початкові кутові швидкості,  $x, y$  – відносні координати одного тіла відносно другого,  $v_x, v_y$  – початкові відносні швидкості однієї кулі відносно другої в напрямку  $x$  та  $y$  відповідно.

Проте, якщо уявити, що початкові значення кутових швидкостей  $w_1, w_2$  достатньо великі, то очевидно необхідно дуже мале значення часового кроку  $dt$  для симуляцій, оскільки при великих  $dt$  точність буде значно падати. В таких випадках використання такого методу потребуватиме достатньо багато часу або великої потужності комп'ютера через мале значення  $dt$ .

Саме тому, ми пропонуємо розглянути в даному дослідженні окремий спрощений випадок такої ситуації: Нехай є два магнітних тіла з початковими магнітними моментами  $M_1, M_2$  які обертаються в одному напрямку з великою кутовою швидкістю  $\omega$ , та мають безкінечно великий момент інерції. Стандартний метод моделювання такої ситуації може зайняти дуже багато часу, тому ми поспробуємо вдосконалити даний метод.

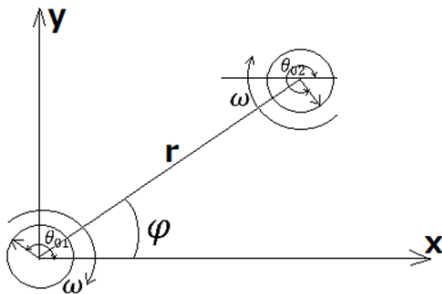


Рис.1.

Вся система характеризується наступними величинами коли одне з тіл знаходиться в центрі полярної системи координат:

$r, \varphi, \theta_1, \theta_2$  – довжина радіуса вектора, кут до певної осі  $X$  радіуса вектора, кутове значення напрямку магнітного моменту тіла 1, кутове значення напрямку магнітного моменту тіла 2.

Отже, одиничні вектора магнітних моментів можна записати наступним чином:

$$\vec{p}_1 = (\cos \theta_1, \sin \theta_1)$$

$$\vec{p}_2 = (\cos \theta_2, \sin \theta_2)$$

В полярній системі координат одиничний вектор в напрямку радіуса вектора:

$$\hat{r} = (\cos \varphi, \sin \varphi)$$

Отже силу взаємодії можна записати наступним чином:

$$\vec{F} = \frac{M_1 M_2}{r^4} \hat{F}$$

Де  $\hat{F} = (\vec{p}_1(\hat{r}\vec{p}_2) + \vec{p}_2(\hat{r}\vec{p}_1) + \hat{r}(\vec{p}_1\vec{p}_2) - 5\hat{r}(\hat{r}\vec{p}_2)(\hat{r}\vec{p}_1))$

Підставивши значення отримуємо:

$$\hat{F} = ((\cos \theta_1, \sin \theta_1) \cos(\theta_2 - \varphi) + (\cos \theta_2, \sin \theta_2) \cos(\theta_1 - \varphi) + (\cos \varphi, \sin \varphi) \cos(\theta_1 - \theta_2) - 5(\cos \varphi, \sin \varphi) \cos(\theta_2 - \varphi) \cos(\theta_1 - \varphi))$$

Оскільки тіла обертаються достатньо швидко з кутовою швидкістю  $\omega$ , а вплив магнітного поля тіл на обертання малий через їх великий момент інерції, то:

$$\theta_1 = \theta_{01} + \omega t$$

$$\theta_2 = \theta_{02} + \omega t$$

Де  $\theta_{01}, \theta_{02}$  – початкове кутове значення напрямку магнітного моменту тіла 1 та 2 відповідно.  $t$  – час.

Оскільки тіла рухаються з однаковою незмінною кутовою швидкістю  $\omega$ , то через період будуть знаходитись в тому ж положенні, що і раніше, а через велике значення  $\omega$  за період зміщення тіл буде нехтовно малим, що дозволяє вважати  $r, \varphi$  незмінними в межах одного періоду. Це дозволяє нам замінити значення сили  $\hat{F}$  на середнє її значення за період обертання.

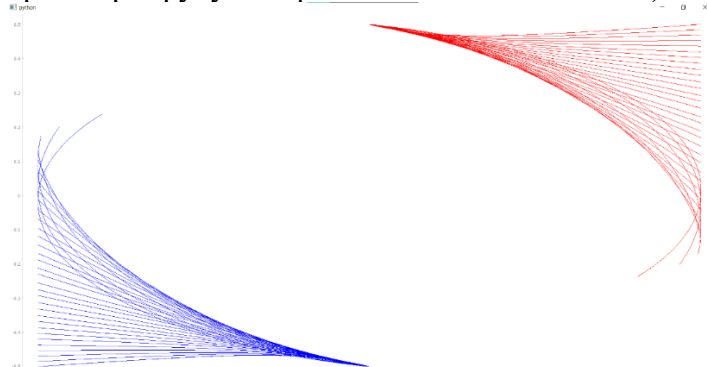
$$\langle \hat{F} \rangle = \frac{1}{T} \int_t^{t+T} \hat{F} dt = \frac{\omega}{2\pi} \int_t^{t+\frac{2\pi}{\omega}} \hat{F} dt = \frac{\omega}{2\pi} \int_0^{\frac{2\pi}{\omega}} \hat{F} dt$$

$$\langle \hat{F} \rangle = \frac{\omega}{2\pi} \int_0^{\frac{2\pi}{\omega}} \hat{F} dt = \left( \frac{1}{2} \cos(\theta_{02} - \theta_{01}) \cos \varphi, \frac{1}{2} \cos(\theta_{02} - \theta_{01}) \sin \varphi \right)$$

$$\langle \vec{F} \rangle = \frac{M_1 M_2 \cos(\theta_{02} - \theta_{01}) \vec{r}}{r^5}$$

Отримане значення середньої сили дозволяє набагато простіше змодельовати рух двох магнітних тіл, що рухаються з великою кутовою швидкістю. Як ми бачимо в кінцевій формулі немає залежності від значення кутової швидкості, що говорить, що при наближенні кутової швидкості до безкінечності, тіла будуть рухатись наближено до цього закону. Також ми бачимо, що сила пропорційна до значення  $\cos \Delta\theta$ . Це означає, що характер взаємодії буде залежати від різниці фаза а не від самих кутових значень напрямків магнітних моментів. Оскільки рух відбувається з однаковою кутовою швидкістю то різниця фаз буде завжди сталою, що означає, що початкові дані задають подальший характер руху протягом всього часу. В залежності від різниці фаз характер руху може коливатись від відштовхування до притягання. Також очевидним висновком є те, що сила взаємодії в напрямку радіуса вектора і обернено пропорційна четвертому степеню його модуля.

Результати симуляції ми можемо побачити на графіку нижче (зображено множини траєкторій руху для фаз в межах від -0.5 до 0.5).



Список використаних джерел:

1. Фурлани, Едвард П. (2001). *Постійні магніти та електромеханічні пристрої: матеріали, аналіз та програми*. Академічна преса. н. 140. ISBN 978-0-12-269951-1.
2. *Problem of two magnetic balls: contents of the xvii international conference "electronics and applied physics"*.

## ЗАСТОСУВАННЯ ПІДСТАНОВОК ДО РОЗВ'ЯЗАНЬ ЛІНІЙНИХ ДИФЕРЕНЦІАЛЬНИХ РІВНЯНЬ ВИЩИХ ПОРЯДКІВ

Ст. М.Середюк, доц. Т.Крадінова

*Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75*

Розглянемо лінійне однорідне диференціальне рівняння третього порядку із змінними коефіцієнтами

$$a_0(x) \frac{d^3 y}{dx^3} + a_1(x) \frac{d^2 y}{dx^2} + a_2(x) \frac{dy}{dx} + a_3(x) y(x) = 0, \quad (1)$$

де коефіцієнти  $a_i(x)$ ,  $(i=1,3)$  - деякі неперервні функції дійсної змінної  $x$ , визначені на проміжку  $x \in (n\pi; \pi/2 + n\pi)$ ,  $n \in Z$ . Необхідно визначити коефіцієнти  $a_i(x)$ , при яких дане рівняння буде інтегрованим в квадратурах. Використаємо підстановку  $\operatorname{tg} x = e^z$ , або  $z = \ln \operatorname{tg} x$ .

Знайдемо похідні, які потрібні у вихідному рівнянні

$$\frac{dz}{dx} = \operatorname{ctg} x \cdot \frac{1}{\cos^2 x} = \operatorname{ctg} x (1 + \operatorname{tg}^2 x) = e^z + e^{-z}.$$

$$\frac{dy}{dx} = \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z})$$

$$\frac{d^2 y}{dx^2} = \frac{d^2 y}{dz^2} (e^z + e^{-z})^2 + \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z}) (e^z - e^{-z}).$$

$$\frac{d^3 y}{dx^3} = \frac{d^3 y}{dz^3} (e^z + e^{-z})^3 + 3 \frac{d^2 y}{dz^2} (e^z + e^{-z}) (e^z - e^{-z}) + 2 \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z}) (e^{2z} + e^{-2z}).$$

Тоді вихідне рівняння має вигляд

$$a_0(x) \left[ \frac{d^3 y}{dz^3} (e^z + e^{-z})^3 + 3 \frac{d^2 y}{dz^2} (e^z + e^{-z}) (e^z - e^{-z}) + 2 \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z}) (e^{2z} + e^{-2z}) \right] +$$

$$+ a_1(x) \left[ \frac{d^2 y}{dz^2} (e^z + e^{-z}) + \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z}) (e^z - e^{-z}) \right] + a_2(x) \frac{dy}{dz} (e^z + e^{-z}) + a_3(x) y = 0$$

Якщо зібрати коефіцієнти при відповідних змінних та прирівняти їх до сталих величин, то одержимо систему для знаходження змінних коефіцієнтів. Виконавши перетворення, одержимо:

$$\begin{cases} a_0(x) = C_0 \frac{\sin^3 2x}{8} \\ a_1(x) = (C_1 + 3C_0 \cos 2x) \frac{\sin^2 2x}{4} \\ a_2(x) = (C_2 + C_1 \cos 2x + C_0 \cos 4x) \frac{\sin 2x}{2} \\ a_3(x) = C_3 \end{cases}$$

Це дозволяє представити вихідне рівняння як рівняння зі сталими коефіцієнтами. А розв'язання таких рівнянь є відомим.

В розв'язку, необхідно перетворити вираз так, щоб він знову залежав від змінної  $x$  і визначити шуканий розв'язок  $y(x)$ .

Дану підстановку можна використовувати для рівнянь четвертого та вищих порядків, а також для неоднорідних рівнянь.

## ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ МОНТЕ-КАРЛО ДЛЯ ОБЧИСЛЕННЯ ВИЗНАЧЕНИХ ІНТЕГРАЛІВ

Ст. Тимошук С.В., доцент Тимошук В.М.

*Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75,  
viktortymoshchook@gmail.com*

Приведено один із способів обчислення визначених інтегралів методом Монте-Карло – спосіб усереднення підінтегральної функції.

Потрібно знайти оцінку  $I_1^*$  визначеного інтеграла  $I_1^* = \int_a^b \varphi(x) dx$ . Розглядається випадкова величина  $X$ , розподілена рівномірно в інтервалі інтегрування  $(a, b)$  з щільністю

$$f(x) = \frac{1}{b-a}.$$

Тоді математичне очікування:

$$M[\varphi(X)] = \int_a^b \varphi(x) f(x) dx = \frac{1}{b-a} \int_a^b \varphi(x) dx.$$

Звідси,

$$\int_a^b \varphi(x) dx = M[\varphi(X)] \cdot (b-a).$$

Замінивши математичне очікування  $M[\varphi(x)]$  його оцінкою – середнім значенням, отримаємо оцінку  $I_1^*$  шуканого інтеграла:

$$I_1^* = (b-a) \frac{\sum_{i=1}^n \varphi(x_i)}{n},$$

де  $x_i$  – можливе значення випадкової величини  $X$ . Так як величина  $X$  розподілена рівномірно в інтервалі  $(a, b)$  з щільністю  $f(x) = \frac{1}{b-a}$ , то  $x_i$  вираховують за формулою

$$\frac{1}{b-a} \int_a^b dx = r_i.$$

Звідси

$$x_i = a + (b-a)r_i.$$

**Завдання.** Методом Монте-Карло знайти оцінку  $I_1^*$  інтеграла Гауса:

$$\Phi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x e^{-\frac{x^2}{2}} dx.$$

**Розв'язок.** Використаємо формулу

$$I_1^* = (b-a) \frac{\sum_{i=1}^n \varphi(x_i)}{n}.$$

Межі інтегрування:  $a=1, b=z$ , покладемо  $z=0,5$ ;  $\varphi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{x^2}{2}}$ . Візьмемо, для спрощення,

число обрахунків  $n=10$ . Тоді оцінка даного інтеграла:

$$I_1^* = (0,5-0) \frac{\sum_{i=1}^{10} \left( \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{x_i^2}{2}} \right)}{10} = 0,5 \frac{\sum_{i=1}^{10} \left( \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{x_i^2}{2}} \right)}{10},$$

де можливе значення  $x_i$  обчислюється за формулою  $x_i = 0,5r_i \cdot r_i$ . - випадкові числа.

$\sum \varphi(x_i) = 3,8312$ . Шукана оцінка:  $I_1^* = 0,5 \left( \frac{3,8312}{10} \right) = 0,19156$ . В таблиці подані значення функції, обчислені методом Монте-Карло і табличні значення функції  $\Phi(x)$ .

Знайдемо абсолютну похибку.

Верхня межа $Z$	0,01	0,5	1	1,5	2
Методом Монте-Карло	0,0040	0,1916	0,3426	0,4392	0,4928
Табличне значення	0,0040	0,1915	0,3413	0,4332	0,4772
Абсолютна похибка $\Delta$	0,0000	0,0001	0,0013	0,0050	0,0156

**Висновок:** метод Монте-Карло відокремлюється своєю простотою і всезагальністю. Цей метод тісно пов'язаний з задачами теорії ймовірності, математичної статистики і обчислювальної математики. У поєднанні з задачею моделювання випадкових величин (переважно рівномірно розподілених) важливу роль відіграють також методи теорії чисел.

Проведення великої кількості випробувань є недоліком даного методу (через це його часто називають методом статистичних випробувань), хоча цим же він забезпечує собі основну перевагу – високу точність результату.

**TO QUESTION OF SIMILARITY IN THEORETICAL AND MATHEMATICAL PHYSICS**  
**Assoc. Prof. Trokhimchuk P. P., student Shevchuk I. P.**

*Anatoliy Svidzinskiy Department of Theoretical and Computer Physics, Lesya Ukrayinka Volyn' National University, 13 Voly Avenue, 43025, Lutsk, Ukraine, Trokhimchuk.Petro@vnu.edu.ua, trope1650@gmail.com*

Problems of similarity and physical constants in modern theoretical and mathematical physics are discussed [1 - 8]. The basic ideas about Descartes' method [4] and four Newtonian rules of inference in physics [5] as the basis of modern physics are presented. The place of similarity in these methods is shown. A brief historical overview of the creation of basic physical and mathematical constants is presented. Various methods of searching for physical constants in the main sections of modern physics (theoretical and experimental) are analyzed. The main fundamental constants are analyzed in more detail: Newton's gravitational constant, speed of light, electron charge, Planck's constant, Boltzmann's constant. The similarity of roles and constants in the formation of physical laws and theories is analyzed. Systems of universal units by J. Stoney and M. Planck are presented [2, 3]. The role of the Planck system in modern cosmology is studied. A brief comparative analysis of different theories is made. The method of similarity and physical constants in the creation of the theory of information-physical structures is discussed [3, 8]. The role of similarity in the creation of different physical, mathematical and other theories for different fields of knowledge is shown. Among them: hydrodynamics, magnetic hydrodynamics, astrophysics, electromagnetic theory of optical laser breakdown of matter. It is shown that different numbers (Reynolds, Nusselt, Rayleigh, Prandtl, Taylor and others) are mathematical forms of formulating similarity conditions for the relevant sections of theoretical and applied physics [8]. The principle of similarity was used to create the theory of Thomson-Benard phenomena for electron gas in semiconductors. The theory of this classical hydrodynamic phenomenon was created by Rayleigh and developed by S. Chandrasekar [7]. The perspective directions of using these methods for the development of modern theoretical, mathematical and computer physics, as well as the search for new synthetic sciences are also discussed.

Problems and the role of similarity and physical-mathematical constants in modern theoretical, mathematical and computer physics in the past, present and future are discussed [1 - 9]. In modern physics, this problem is little studied. Therefore, we present a brief systematic analysis of this problem.

The problem of similarity in modern physics was initiated by R. Descartes [4] [(his method) and I. Newton [5]] (four rules of reasoning in physics).

Problems of mathematical and physical constants were started by similarity constants, including the number  $\pi$ , and developed to Feigenbaum [8] and Klitzing constants [9]. The first physical constants - the gravitational constant, the speed of light, the charge of the electron, Planck's constant and Boltzmann's constant [1 - 3].

J. Stoney and M. Planck created systems of Stoney and Planck units [2, 3]. Planck's constants were used in the creation of modern cosmology: Planck as a gravitational vacuum [26 3].

Problems of introducing new constants are represented by the Klitzing constant (Hall quantum phenomenon) [3] and Feigenbaum numbers [3].

The principles of similarity in hydrodynamics, magnetic hydrodynamics are represented by Reynolds, Nusselt, Rayleigh, Prandtl, Taylor and others [7]. These values allow us to explain linear and nonlinear phenomena from a single point of view [7, 8]. Thus, the theory of the Thomson-Benard hydrodynamic phenomenon as a pre-vortex state was adapted and used for electron gas in semiconductors [3, 7].

The phenomenon of interference was extended from hydrodynamics (Newtonian explanations of the propagation of waves when one or more stones are thrown into water) were extended by T. Young to optical phenomena [6].

The connection between the integrals of motion and the symmetry of the system is established by E. Noether's theorems. Thanks to them it is possible to establish which integrals of motion correspond to a certain symmetry (group). This theorem plays a significant role in quantum physics and theories of everything [1, 3].

We have demonstrated the classical application of similarity to formulate the correct similarity criteria on the example of stationary flows of Newtonian incompressible fluid [7, 8].

Using the principle of similarity, we obtained a formula for determining the maximum radii of laser-induced nanovoids [9].

In the classic Rayleigh hydrodynamics formula, we replaced the speed of sound with the speed of light. The main mechanism for generating this shock process is multiphoton light absorption (interference maxima of the short-wavelength range of laser-induced Cherenkov radiation). This process has a short-wave electromagnetic nature.

Feigenbaum numbers have been obtained in computer mathematics, but they are used to solve many nonlinear dynamics problems: from demographics to nuclear and laser technologies [3, 8].

The idea of similarity from a systemic point of view was introduced in the methods of R. Descartes and I. Newton [3 - 5]. Based on this, the laws of the system plan were formulated in modern science. The basic rules of the Descartes method are as follows [3, 4]:

First: not to consider true everything that was not so before, if it was not previously recognized as undoubtedly true, that is, carefully avoid haste and prejudice and include in my reasoning only what seems to my mind so clear and understandable that in no way may give rise to doubt.

Second, divide each of the difficulties I consider into as many parts as necessary to better solve them.

Third: to direct the course of one's thoughts, starting with the simplest and easiest to understand, and to ascend slowly, as by degrees, to the knowledge of the most difficult, allowing order to exist even among those who do not have a natural connection between things.

And the last thing you need to do is make such complete lists and such general reviews everywhere to make sure nothing is lost.

Newton formulated four rules of conclusion physics [5]. These rules may be expand on all knowledge and science

Somewhat later, this method, thanks to H. Wolf and L. Euler, was associated with measurements [3]. From the modern point of view, this ideology is the basis of polymetric analysis, which can be considered the optimal formalization of Newtonian method [3].

1. Barrow J. *New theories of everything: the quest for ultimate explanation.* – Oxford: University Press, 2007. – 272 p.

2. Barrow J.D., Tipler F. *The Anthropic Cosmological Principle.* – Oxford: Oxford University Press, 1986. – 676 p.

3. Trokhimchuck P. P. *Theories of Everything: Past, Present, Future.* – Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2021. – 260 p.

4. Фишер К. *Декарт.* – СПб: МИФРИЛ, 1994. – 527 с.

5. Ньютон И. *Математические начала натуральной философии.* – М.: Наука, 1989. – 690 с.

6. *Whittaker E. T. A History of the Theories of Aether & Electricity: Two Volumes Bound As One.* – New York: Dover Publications, 1989. – 753 p.

7. Chandrasekar S. *Hydrodynamic and Hydromagnetic Stability.* – Oxford: University Press, 1961. – 652 p.

8. Шевчук І. П. *Проблеми подібності та фізичних констант в сучасній теоретичній фізиці. Курсова робота.* – Луцьк: ВНУ ім. Лесі Українки, 2021. – 25 с.

9. Trokhimchuck P. P. *Relaxed Optics: Modelling and Discussions 2.* – Saarbrücken, Chisinau: Lambert Academic Press, 2022. – 210 p.

**TO QUESTION OF POLARIZATION IN NONLINEAR AND RELAXED OPTICS****Assoc. Prof. Trokhimchuck P. P., student Skorubskiy D. I.**

*Anatoliy Svidzinskiy Department of Theoretical and Computer Physics, Lesya Ukrayinka Volyn' National University, 13 Voly Avenue, 43025, Lutsk, Ukraine, Trokhimchuck.Petro@vnu.edu.ua, trope1650@gmail.com*

Problems of polarization and its role in the formation main nonlinear and relaxed optical phenomena is one of central problems in these chapters of modern physics [1 – 3]. Strongly speaking we have two aspects of this problem: optical (radiated) [4] and materials [5]. First is determined by properties of source of radiation, second – the electromagnetic “structure” of irradiated matter.

The polarization of light is influence on the formation the distribution of scattering (absorption) of light in matter [1 – 3]. We have two possible ways of the influence polarization on the formation corresponding processes and phenomena.

First is macroscopic. Examples of this concept may be Makin concept of surface polariton-plasmon or other “interference” models, including methods of Sharkovsky and Feygenbaum dynamics [2]. These methods allow to explain some properties of creation the surface laser-induced interference patterns on irradiated matter, including, dielectrics, metals, semiconductors and polymers. Roughly speaking these models are explained the electromagnetic field distribution on surface of irradiated matter. But it can't explain the nature of surface phase transformations, which are caused the formation of frozen surface interference patterns. In this case we can use integral photon efficiency as diffractive effectiveness and other [2].

Second is microscopic. Example of this concept may be cascade model of step-by-step excitation the corresponding chemical bonds (state) in regime of saturation the excitation [3]. In this case we have few possible mechanisms of light absorption: from fractured (large self-absorption coefficients) to multiphotonic (small light absorption coefficient). First regime has larger differential photon efficiency as second, therefore, it may be realized for more low intensity of irradiation as second [3].

For processes of creation new phases are more intensive as processes of formation interference fields we can't see classic interference picture. In this case, uniform surface structures are observed with distributed nano- or micro-hills of the hedgehog type [3]. Their sizes are determined by the growth of new, as a rule, lower-symmetry phases compared to the original one.

The uniformity of the nonlinear laser-induced polarization of a medium has a great influence on the formation of nonlinear optical processes and phenomena. Thus, for classical nonlinear optical phenomena (generation of harmonics, parametric generation of light, etc.) it must be homogeneous [1], while for Cherenkov radiation it must be heterogeneous [3].

1. Shen I. R. Principles of Nonlinear Optics. – New York: Academic Press, 2003. – 543 p.
2. Makin V. S. Peculiarities of the formation the ordered micro and nanostructures in condensed matter after laser excitation of surface polaritons modes. D. Sc. Thesis. – Saint-Petersburg: State university of information technologies, mechanics and optics, 2013. – 384 p. (In Russian)
3. Trokhimchuck P. P. Relaxed Optics: Modelling and Discussions 2. – Saarbrücken, Chisinau: Lambert Academic Press, 2022. – 210 p.
4. Shurkliff W. A. Polarized Light. Production and Use. – Boston: Harvard University Press, 1962. – 207 p.
5. Landau L. D., Lifshitz E. M. The Classical Theory of Fields. Course of Theoretical Physics Volume 2. 3-d ed. – New York: Pergamon Press, 1971. – 387 p.

## Секція 5

# Методологія навчання фундаментальних дисциплін у вищій школі УДК 376

## ІНТЕЛЕКТ-КАРТИ ЯК ЗАСІБ НАВЧАННЯ маг. Авдіюк В., доц. Кабак В.В., проф. Гулай О.І.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, вул. Львівська, 75  
[hulay@i.ua](mailto:hulay@i.ua)

Інтелект-карти — спосіб зображення процесу загального системного мислення за допомогою схем. Також може розглядатися як зручна техніка альтернативного запису. Використовуються для створення, візуалізації, структуризації та класифікації ідей та як засіб для навчання, організації, вирішення завдань, ухвалення рішень, при написанні статей тощо. Інтелект-карти реалізуються у вигляді діаграми, на якій зображені слова, ідеї, завдання або інші поняття, з'єднані гілками, що відходять від центрального поняття або ідеї [1].

Методика інтелект-карт (Mind-Maps) була розроблена у 70-х рр. XX ст. англійськими науковцями Т. Бьюзеном та Б. Бьюзеном. В основу концепції покладено уявлення про принципи роботи людського мозку: асоціативне мислення, візуалізація уявних образів, цілісне сприйняття. Технологія ментальних карт дозволяє в процесі навчання дотримуватись чіткого структурування знань, починаючи від простого і загального, поступово переходити до більш складної та детальної інформації.

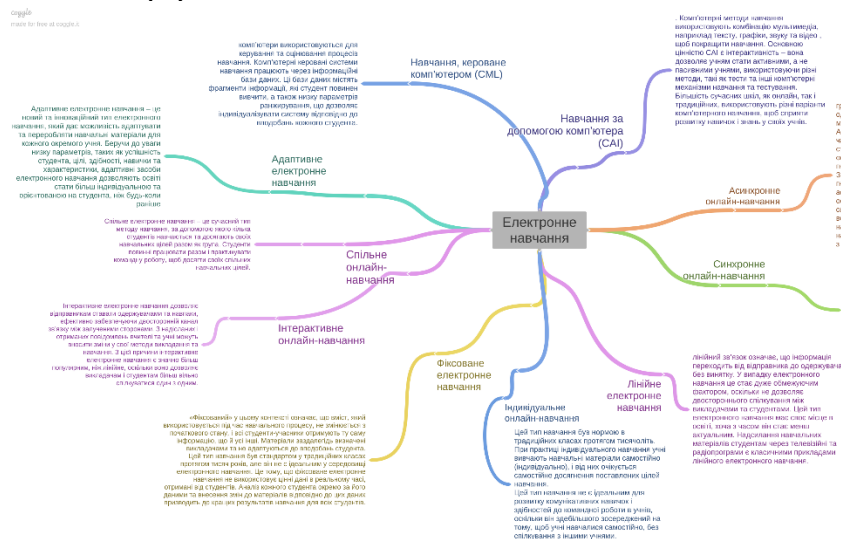


Рис. 1. Зразок Інтелект-карти (цифровий інструмент Google)

У процесі побудови інтелект-карти потрібно керуватись законами Т. Бьюзена, що поділяються на закони змісту й оформлення та закони структури. За змістом та оформленням інформації слід наголошувати на використанні емпізи (виразності), асоціаціях, ясності у вираженні думки та відпрацюванні власного стилю оформлення; за структурою необхідно притримуватись чіткої ієрархії думок та використовувати номерну послідовність у викладенні думок [1].

На рис. 1 зображено зразок Інтелект-карти як результат практичного заняття «Типи електронного навчання» із дисципліни «Технології e-learning і LSM»

## Література

1. Терещенко Н. В. Сучасні тренінгові методи навчання. Методичні рекомендації створення інтелект-карти з навчальної дисципліни «Політологія». К.: КНЕУ, 2008. 28 с.
2. Рижкова Т.Ю. Метод інтелект-карт як онлайн-засіб активізації навчання фізики. *Новітні інформаційно-комунікаційні технології в освіті (ICTE-2015)*. С. 202-203.

## ВИКОРИСТАННЯ ГРИ НА УРОКАХ ФІЗИКИ

ст. Макарчук С. В., ст. Тарасенко А. О., доц. Головіна Н.А.,

Волинський національний університет імені Лесі Українки, вул. Потапова 9,  
[makarcuksofia7@gmail.com](mailto:makarcuksofia7@gmail.com)

Мета: дослідити вплив гри на сприйняття учнями матеріалу та їх зацікавленість. Порівняти результативність звичайних уроків та гейміфікованих.

Ми провели урок у двох паралельних 8 класах на тему "Внутрішня енергія. Способи зміни внутрішньої енергії. Теплопровідність": в одному стандартний в іншому з використанням гри. Для актуалізації знань та підведення до нової теми використали кросворд з питаннями для повторення та ключовим словом "теплопровідність". Під час пояснення постійно залучали до роботи учнів: навести приклади з власного досвіду, спробувати пояснити явище, показане на відео. Для закріплення вивченого на уроці провели гру на платформі kahoot.com, переможець отримав хорошу оцінку. У грі було 20 питань: 5 для повторення теорії, решта пов'язані з життєвими ситуаціями.

На початку уроку ми попередили учнів про те, що вкінці буде гра, за яку можна отримати оцінку і помітили, що багато з них уважніше слухали новий матеріал і активніше працювали. У грі взяли участь 13 учнів з 15, хоча закінчили її лише 10. У одного з учнів зник інтернет, у інших двох виникли труднощі з останніми завданнями. За результатами гри було 3 важких питання (на них правильно відповіли лише по 1 учневі), всі пов'язані з життєвими ситуаціями. Переможець відповів правильно на 18 питань.

Після того як ми запитали учнів чи сподобався їм такий формат уроку, 80 відсотків учнів відповіли «так». Обґрунтувавши це тим, що так краще запам'ятовувати матеріал, цікаво змагатись за вищу оцінку та вони більше зосередженні на вивченні нового матеріалу. Решта 20% утримались від коментарів.

Для порівняння результативності на наступному уроці учні обох класів написали самостійну роботу з однаковими завданнями. Середня оцінка у класі де був звичайний урок на 1 бала нижча, ніж у паралельному.

Висновки. Отже, використання ігор на уроках позитивно впливає на сприйняття учнями матеріалу, їх зацікавленість предметом і засвоєння знань.

**ОСОБЛИВОСТІ ВИКЛАДАННЯ АНАЛІТИЧНОЇ ХІМІЇ ДЛЯ СТУДЕНТІВ  
СПЕЦІАЛЬНОСТІ «ХАРЧОВІ ТЕХНОЛОГІЇ»****доц. Мороз І.А.***Луцький національний технічний університет, м. Луцьк.**i.moroz@lntu.edu.ua*

Останнім часом сучасна освіта розвивається в особливих соціальних, епідеміологічних, економічних, політичних умовах та зазнає постійних викликів. Однак, не зважаючи на всі виклики, незмінною залишається мета вищої освіти – підготовка висококваліфікованого фахівця, готового до професійного зростання та динаміки сучасного суспільства. В контексті підготовки спеціаліста в галузі харчових технологій, слід розуміти, що вимоги до європейських харчових стандартів призвели до модернізації харчової промисловості, удосконалення існуючих та впровадження нових технологій продуктів харчування, особливих вимог, щодо контролю якості початкової сировини та кінцевого продукту. Зважаючи на це, повинен оновитися й зміст фундаментальних дисциплін, підходи до їхнього викладання, запровадження інноваційних методик викладання та дистанційної освіти.

Надзвичайно важливу роль у підготовці інженера технолога відіграє навчальна дисципліна «Аналітична хімія». На вивчення аналітичної хімії у Луцькому національному технічному університеті відводиться 7 кредитів, дисципліна вивчається у 2 семестрі. Завданням дисципліни є не тільки формування у студентів знань теоретичних основ аналізу складу речовин та сполук, але практичне застосування набутих знань та навичок якісного та кількісного аналізу в професійній діяльності, зокрема для оцінки та контролю якості харчової сировини. Це завдання повністю спрямоване на формування інтегральної компетентності, визначеної стандартом вищої освіти для спеціальності 181 Харчові технології – здатність розв'язувати складні спеціалізовані задачі та практичні проблеми технічного та технологічного характеру, що характеризуються комплексністю та невизначеністю умов у виробничих умовах підприємств харчової промисловості та ресторанного господарства у процесі навчання, що передбачає застосування теоретичних основ та методів харчових технологій.

Дискутуючи про оновлення змісту фундаментальних хімічних дисциплін, слід пам'ятати про їхню професійну спрямованість. Сучасні розвиток науки і техніки в світі вказує на те, що слід змінювати акценти на вивчення певних методів аналізу в аналітичній хімії та знайти оптимальні співвідношення між вивченням цих методів. Перш за все, йдеться про зменшення частки якісного аналізу та класичних хімічних методів аналізу і збільшення годин на вивчення фізико-хімічних і фізичних методів. Звичайно повністю відмовлятися від вивчення якісного хімічного аналізу не варто, адже він є надзвичайно важливим для формування хімічної грамотності студентів. В більшості університетів на вивчення якісного аналізу відводять від 20 до 35% від загальної кількості годин. Хімічні методи аналізу (гравіметричний, титрометричний, газовий аналіз) сьогодні втрачають свою актуальність і становлять на сьогодні лише 5-10% найважливіших методів аналітичного контролю. Натомість, широкого застосування набувають сучасні методи аналізу (ААС, АЕС, ЯМР-, оже-, мас-спектроскопія, радіоаналітичні методи тощо). Особливістю цих методів є те, що вони базуються на фізичних засадах і для розуміння цих методів студенти повинні мати хорошу підготовку в галузі фізики та математики.

Іншою серйозною проблемою, яка виникає на шляху детального вивчення інструментальних методів аналізу, є ціна лабораторного устаткування, яке необхідне для забезпечення практикуму. Адже ціна сучасних приладів для аналізу може стартувати від десятків тисяч доларів. Не кожен університет в Україні спроможний закупити таке обладнання.

Вирішенням такої дилеми може стати впровадження дуальної освіти, де теоретичні знання та частину практичних навичок студент опановує в університеті, а іншу частину практичних навичок опановує та закріплює на виробництві, на якому працює за спеціальністю.

## **ВИКОРИСТАННЯ ІНТЕРАКТИВНИХ СИМУЛЯЦІЙ НА УРОКАХ ФІЗИКИ В УМОВАХ SMART-ОСВІТИ**

**маг. Романюк А. О., студ. Остапюк В. В., доц. Новосад О. В.**

*Волинський національний університет імені Лесі Українки, пр. Волі, 13, м. Луцьк, 43025,  
e-mail: Novosad.Oleksiy@vnu.edu.ua*

В останні роки одними із сучасних інноваційних інформаційних технологій в освіті є SMART-технології. Упровадження SMART-технологій в освіту веде за собою перехід від старої схеми репродуктивної передачі знань до нової, креативної форми навчання [1]. Згідно з роботою [2], в умовах SMART-освіти передбачається не подача "готових" знань, а створення умов для набуття молоддю власного досвіду і навичок.

Однією з причин, що обумовлює використання SMART-технологій в освітньому процесі є те, що в сучасних умовах працювати з Web-платформами без знань мов програмування при бажанні може кожен викладач, студент, учень. Такий користувач має можливість створити та розвивати власний інтернет-контент. Стрімкий розвиток соціальних мереж та зростання їх кількості дозволяють користувачам створювати власні сторінки, персональні та групові профілі, які допомагають учасникам взаємодіяти у віртуальному світі. Тобто SMART-освіта реалізується з використанням інноваційних технологій та мережі "Інтернет". Слід відмітити, що концепція SMART в освіті виникла слідом за проникненням у наше життя різноманітних "розумних" пристроїв: смартфон, розумний будинок, смарткар, смартборд, смарт-TV тощо.

На даному етапі розвитку навчальний процес містить у своєму арсеналі різні медіакомпоненти: комп'ютерне тестування та практикум, мультимедійні презентації, лекційні презентації, електронні підручники, вебсервіси тощо. Говорячи про використання віртуальних лабораторних робіт на заняттях фізики, потрібно відмітити їх позитивний вплив на якість засвоєння знань та підвищену цікавість учнів до предмета за рахунок використання комп'ютерних технологій. Такі лабораторні роботи дозволяють моделювати фізичні процеси та явища, наочно показувати їх перебіг і при необхідності їх відтворювати. Проте лабораторні роботи та демонстраційні експерименти на основі симуляцій не замінять роботи з реальним обладнанням, тому варто говорити лише про часткове використання симуляцій у навчальному процесі.

Із проведеного нами аналізу можна зробити висновок, що одним із найпопулярніших у світі інтернет-ресурсів з моделювання фізичних процесів та експериментів є безкоштовна платформа «PhET Interactive Simulations». Вона включає лабораторні роботи та демонстрації з фізики, хімії, математики та біології.

Платформа інтерактивних симуляцій PhET - це проект University of Colorado Boulder, призначений для створення і використання безкоштовних інтерактивних симуляцій з математики та наук про природу. Платформа була заснована у 2002 році лауреатом Нобелівської премії з фізики Карлом Віманом [3, 4].

Система комп'ютерного моделювання PhET є доступним, сучасним, унікальним та потужним інструментом для вивчення фізики. Вона нараховує близько вісімдесяти демонстрацій та лабораторних робіт з фізики. Розділ, у якому представлені інтерактивні симуляції PhET з фізики, поділяється на тематичні підрозділи: рух; звук і хвилі; робота, енергія, сила; теплота; квантові явища; світло, випромінювання; електрика, магнетизм, електричні кола. Кількість віртуальних демонстрацій та експериментів постійно збільшується.

Інтерфейс запропонованої платформи є простий та інтуїтивно зрозумілий. Практично не потребує додаткового навчання та підготовки користувача. Особливістю симуляторів PhET можна вважати те, що майже всі вони перекладені українською мовою, їх використання є безкоштовним та не потребує попередньої реєстрації. Із симуляціями PhET можна працювати через браузер, використовуючи Інтернет, завантажувати на ПК та працювати в автономному режимі, проводити віртуальні дослідження зі смартфона.

Важливим є завдання із розробки інструкцій до лабораторних робіт та навчально-дослідницьких робіт з фізики відповідно до тренажерів-симуляторів PhET-Interactive Simulation. Платформу PhET-Interactive Simulation можна віднести до сучасних технологій набуття практичних навичок, умінь та знань з фізики, які можуть використовувати як учні шкіл, так і студенти..

#### Література

[1] Твердохліб А.І. SMART-технології як основа формування сучасних тенденцій освіти. Вісник університету Альфреда Нобеля. Серія «Педагогіка і психологія». Педагогічні науки. 2017. № 1 (13). С. 301-305.

[2] І. Кліщ. Впровадження SMART-технологій у практику підготовки майбутніх викладачів медичного закладу вищої освіти. Молодь і ринок №4 (190), 2021. С. 115-118.

[3] <https://phet.colorado.edu/uk/>

[4] [https://en.wikipedia.org/wiki/PhET\\_Interactive\\_Simulations](https://en.wikipedia.org/wiki/PhET_Interactive_Simulations)

## ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ІНТЕРАКТИВНОГО НАВЧАННЯ НА УРОКАХ ФІЗИКИ

маг. О.В. Садура, доц. А.Г. Кевшин

*Волинський національний університет імені Лесі Українки*

*lenasadura88@gmail.com, Kevsyin\_A@ukr.net*

У суспільстві знання фізики займає важливе місце у розвитку особистості, вона прагне бути технічно грамотною, яка вміє вирішувати поставлені перед нею завдання, вміє аналізувати ситуації, що створюються, і прогнозувати їх подальший розвиток. Тому, зараз, у школі приділяється підвищена увага питанням вивчення цього предмета та розробляються різні методики навчання. Сьогодні більшість учнів розуміють важливість вивчення фізики.

Однак існує проблема, пов'язана з тим, що у певній кількості тих, хто навчається, інтерес до вивчення фізики не великий чи відсутній зовсім.

На мою думку, учням не вистачає стимулу та мотивації. Невибагливість інженерних спеціальностей, їх непрестижність у суспільстві, перекиє у бік гуманітарних спеціальностей, зробили свою справу. Тому формування мотивації навчання у шкільному віці без перебільшення можна назвати однією з центральних проблем, як сучасної школи, так і суспільства загалом.

Аналіз результатів проведених зрізів, контрольних робіт показує, що рівень засвоєння учнями знань законів фізики, вмінням їх застосовувати під час вирішення завдань, є низьким. Тому початком роботи стало проведення діагностики щодо визначення вихідного рівня знань у кожному класі. За результатами діагностики виявилось 8% учнів з високим рівнем, 37% – з середнім, 40% – з низьким. Тому найбільш конструктивним вирішенням проблеми і стало використання ІКТ як засіб активізації пізнавальної діяльності на різних етапах навчального процесу.

Причиною мого звернення до проблеми вивчення фізики з використанням інноваційних технологій є недосконалість фізичної освіти в практиці школи на сучасному етапі, оскільки уроки «дошка-крейда-вчитель» не приносять бажаного результату. Тому на 1-му етапі становлення мого досвіду за допомогою таких методів педагогічного дослідження, як вивчення продуктів діяльності (творчих та контрольних робіт учнів), спостереження (безпосереднього спілкування учнів під час уроку), розмови з батьками мною виявлено такі протиріччя:

- між необхідністю формування міцних знань, умінь та навичок та великим обсягом теоретичних відомостей, одержуваних під час уроків фізики;
- між високими вимогами, що пред'являються до фізичної освіти школярів та недостатньо сформованими суспільними вміннями та навичками;
- між зростаючою практичною значимістю шкільного курсу фізики та дефіцитом навчального часу;

Зіткнувшись з такою проблемою на своїх уроках, я дійшла висновку, що застосування ІКТ на уроках фізики є ефективним фактором для розвитку мотивації студентів, активізації їх пізнавальної діяльності, дозволяє зробити фізичні явища доступнішими і зрозумілішими. Крім того, впровадження ІКТ сприяє досягненню основної мети модернізації освіти – покращення якості навчання, збільшення доступності освіти, забезпечення гармонійного розвитку особистості, що орієнтується в інформаційному просторі, залученій до інформаційно-комунікаційних можливостей сучасних технологій та володіє інформаційною культурою.

Таким чином, актуальність теми дослідження визначається:

- низьким рівнем знань учнів загальноосвітньої школи у галузі фізики;
- значенням активізації (у широкому значенні слова) процесу навчання в школі;
- можливістю в результаті активізації процесу навчання розвивати пізнавальну, самостійну діяльність учнів на уроках та позаурочній діяльності, підвищувати інтерес до вивчення предмета;

- розширенням можливості демонстрації дослідів через використання віртуальних образів, так як багато явищ в умовах шкільного фізичного кабінету не можуть бути продемонстровані.

- здатністю створювати на комп'ютері модель таких явищ, а також змінювати умови протікання процесу «прокручувати» з оптимальною для засвоєння швидкістю. Актуальність даного досвіду безперечна. Різноманітність стилів, спілкування та навчання на уроці, використання мультимедійних інтерактивних технологій – все це збагачує зміст уроку, прискорює темп його проведення, підвищує інтерес до вивчення фізики.

Практичні заняття надають учням можливість розкрити свої знання, формувати професійну компетентність, одержувати інформацію про рівень навчальних досягнень і, за необхідності, оперативно їх коригувати. Такий вид занять потребує від учнів відповідного рівня пізнавальної самостійності і розраховані на їх високу активність. Активізувати роботу учнів під час практичних занять, розвивати у них інтелектуальні вміння та творче мислення, допоможе використання методів та технологій інтерактивного навчання.

Правильно організовані практичні заняття мають важливе виховне та практичне значення (реалізують дидактичний принцип зв'язку теорії з практикою) і орієнтовані на розв'язання наступних завдань [1]

-поглиблення, закріплення і конкретизація знань, отриманих на лекціях і в процесі самостійної роботи;

- формування практичних умінь і навичок, необхідних в майбутній професійній діяльності;

- розвиток умінь спостерігати та пояснювати явища, що вивчаються;

- розвиток самостійності тощо.

Усі завдання, які покликані розв'язувати практичні заняття, можна досягти застосовуючи методи та технології інтерактивного навчання. Приклади впровадження інтерактивного навчання під час викладання фізико-математичних дисциплін, а також способи організації самостійної роботи в інтерактивній формі студенти магістранти знаходять в навчально-методичних посібниках [2], [3].

Провідна педагогічна ідея досвіду полягає у визначенні шляхів підвищення пізнавальної активності студентів за допомогою широкого використання у навчальному процесі ІКТ: мережі інтернету, комп'ютера, навчальних програм із фізики.

#### **Список використаних джерел**

1. Практичні заняття. Методика підготовки і проведення [Електронний ресурс]. 2004. Режим доступу до ресурсу:  
[http://pidruchniki.com/16740216/pedagogika/praktichni\\_zanyattya\\_metodika\\_pidgotovki\\_provedennya](http://pidruchniki.com/16740216/pedagogika/praktichni_zanyattya_metodika_pidgotovki_provedennya)
2. Годованюк Т.Л. Практикум з розв'язування нестандартних задач : навч. посіб. / Т.Л. Годованюк, Т.В. Поліщук, І.М. Тягай. Умань : Алмі, 2013. 104 с.
3. Тягай І.М. Інтерактивне навчання у вищій школі : навчально-методичний посібник для організації самостійної роботи магістрантів. / І.М. Тягай. Умань : ФОП Жовтий О.О., 2015. 117 с.

## ЗАСТОСУВАННЯ ВЕКТОРНОЇ АЛГЕБРИ ДО РОЗВ'ЯЗАННЯ ЗАДАЧ ЕЛЕКТРОТЕХНІКИ

ст. Шолох Ю.О., доц. Гуда О.В.

*Луцький національний технічний університет,  
вул. Львівська 75, м. Луцьк, e-mail: gudaoksana@lutsk-ntu.com.ua*

Одним з фундаментальних понять сучасної математики є вектор. Поняття «вектор» виникає там, де доводиться стикатися з об'єктами, які характеризуються величиною та напрямком. Електротехніка – наука, що вивчає отримання, розподіл, перетворення і використання електричної енергії з практичною метою.

Основний об'єкт дослідження – змінний струм. При вивченні процесів, що відбуваються в колі змінного струму, зручно використати метод векторного зображення синусоїдально змінних величин. Векторні діаграми – це сукупність векторів, що зображають синусоїдально змінні величини, які діють в даному електричному колі. Вони дозволяють спростити розрахунки кіл синусоїдального струму і зробити їх наочними, застосувавши замість алгебраїчного додавання чи віднімання миттєвих значень синусоїдально змінних струмів, напруг чи е.р.с., додавання чи віднімання їх векторів. Зазвичай, при розрахунку електричного кола змінного струму нас не цікавлять миттєві значення струмів, напруг чи е.р.с., потрібно визначити лише їх значення та зсув по фазі відносно одне одного. Тому при побудові векторних діаграм розглядають нерухомі вектори для деякого моменту часу, який вибирають так, щоб діаграма була наочною. В якості модулів векторів приймають наявне значення відповідних величин.

Побудова векторної діаграми здійснюється в прямокутній площині. Щоб побудувати діаграму потрібно провести вектор довжиною рівною амплітудному значенню величини, яку шукаємо, під кутом зсуву відносно іншої величини.

При розрахунку кіл змінного струму доводиться додавати чи віднімати кілька однорідних синусоїдальних величин однакової частоти, але з різними амплітудами та початковими фазами. Така задача вирішується аналітично шляхом тригонометричних перетворень або геометрично. Геометричний метод більш простий та наочний ніж аналітичний. Векторні діаграми є сукупністю векторів, що зображають діючі синусоїдальні ЕРС та струми або їх амплітудні значення.

Гармонічно змінні напруги визначаються виразом  $u = U_m \sin(\omega t + \psi_u)$ . Розмістивши під кутом  $\psi_u$  відносно додатної осі абсцис  $x$ , вектор  $U_m$ , довжина якого в довільно вибраному масштабі дорівнює амплітуді гармонічної величини, що зображається (рис. 1). Додатні кути відкладаються в напрямку протилежному руху годинникової стрілки, а від'ємні за рухом. Припустивши, що вектор  $U_m$ , починаючи з моменту часу  $t = 0$ , обертається навколо початку координат проти годинникової стрілки зі сталою частотою обертання  $\omega$ , що дорівнює кутовій частоті напруги що зображається. В момент часу  $t$  вектор  $U_m$  повернеться на кут  $\omega t$ , і стане під кутом  $\omega t + \psi_u$  відносно осі абсцис. Проекція цього вектора на вісь ординат у вибраному масштабі дорівнює миттєвому значенню зображуваної напруги  $u = U_m \sin(\omega t + \psi_u)$ .

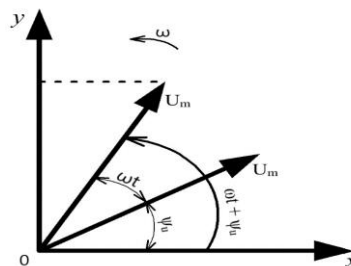


Рис.1. Зображення синусоїдальної напруги вектора, що обертається.

Графік залежності довільної змінної (в тому числі й гармонічної) величини від часу є часовою діаграмою. Для гармонічних величин по осі абсцис зручно відкладати не сам час  $t$ , а пропорційну йому величину  $\omega t$ . Часові діаграми цілком визначають гармонічну функцію, оскільки дають уяву про початкову фазу, амплітуду та період.

Зазвичай при розрахунках кола вагомими є лише діючі ЕРС, напруги та струми або амплітуди цих величин, а також їх зсув по фазі однієї відносно іншої. Тому розглядаються нерухомі вектори для деякого моменту часу, який вибирається так, щоб діаграма була наочною. Така діаграма називається векторною діаграмою.

При розрахунках кола змінного струму часто доводиться додавати ЕРС, струми чи напруги однієї й тієї ж частоти. Наприклад, потрібно додати дві ЕРС:  $e_1 = E_{1m} \sin(\omega t + \psi_{1e})$  та  $e_2 = E_{2m} \sin(\omega t + \psi_{2e})$ . Таке додавання можна здійснити аналітично або графічно. Останній спосіб є практичним та простим. Дві ЕРС, що додаються  $e_1$  і  $e_2$  в певному масштабі виражені векторами  $E_{1m}$  та  $E_{2m}$  (рис. 2). При обертанні цих векторів з однаковою частотою обертання, що дорівнює кутовій частоті, взаємне положення цих векторів, що обертаються залишається незмінним.

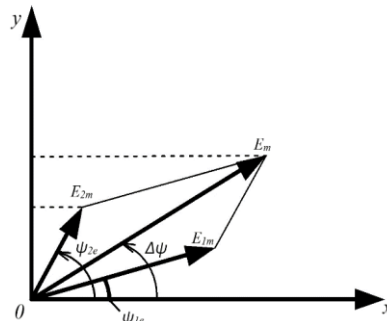


Рис. 2. Графічне додавання двох синусоїдальних ЕРС однакової частоти.

Сума проєкцій векторів, які обертаються,  $E_{1m}$  та  $E_{2m}$  на вісь ординат дорівнює проєкції вектора  $E_m$  на цю вісь, що є їхньою геометричною сумою. Відповідно, при додаванні двох синусоїдальних ЕРС однакової частоти одержуємо синусоїдальну ЕРС такої ж частоти, амплітуда якої зображається вектором  $E_m = E_{1m} + E_{2m}$ .

Вектори змінних ЕРС і струмів є графічним зображенням ЕРС та струмів на відміну від векторів фізичних величин, які мають певне фізичне значення: вектора сили, напруженості поля та інших. Даний спосіб можна використовувати для додавання та віднімання довільного числа ЕРС і струмів однієї частоти. Зазвичай векторні діаграми будують не для амплітудних значень змінних ЕРС та струмів, а для діючих величин, пропорційних амплітудним значенням, оскільки всі розрахунки кола здійснюються для діючих ЕРС і струмів.

Отже, вектори мають широке застосування в електротехніці, де використовуються при вивченні процесів, що відбуваються в колах змінного струму. Векторні діаграми є сукупністю векторів, що зображають діючі синусоїдальні ЕРС та струми або їх амплітудні значення. Вони дозволяють спростити розрахунок кіл синусоїдального струму та зробити його наочним. Вміння оперувати об'єктами шляхом векторного обчислення допомагає знаходити зручні та наочні шляхи вирішення складних задач електротехніки.

Використана література:

1. Городжа А.Д. Загальна електротехніка / А.Д. Городжа. – К.: КНУБА, 2000. – 150 с.
2. Титаренко М. В. Електротехніка: Навчальний посібник для студентів інженерно-технічних спеціальностей вузів / М.В. Титаренко. – К.: Кондор, 2004. – 240 с.
3. Лінійна алгебра та аналітична геометрія: курс лекцій для здобувачів першого (бакалаврського) рівня вищої освіти денної та заочної форми навчання / уклад О.В. Гуда, С.М. Лісковець, – Луцьк: Луцький НТУ, 2020. – 81 с.

**УДОСКОНАЛЕННЯ ХІМІЧНОЇ МОВИ ПІД ЧАС ПЕДАГОГІЧНОЇ ПРАКТИКИ  
доц. Шпирка З. М.**

*Львівський національний університет імені Івана Франка,  
кафедра неорганічної хімії,  
вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 м. Львів, Україна*

Оволодіння основами будь-якої професії розпочинається з системи загальних і професійних знань, опанування фахівцем професійного мовлення. Мовлення викладача (вчителя) є показником його професійного іміджу і педагогічної культури, засобом самовираження та самоствердження його особистості. У хімічній науці та освіті неможливе спілкування, навчання і передавання інформації без використання хімічного мовлення. За допомогою хімічної мови передаються і здобуваються знання, формуються і розвиваються найважливіші хімічні поняття.

У Львівському національному університеті імені Івана Франка для здобувачів вищої освіти за спеціальністю 102 Хімія важливе місце посідає практична підготовка. Перший етап практичної підготовки – педагогічна практика у закладах середньої освіти. На цьому етапі у студентів виробляється професійна майстерність вчителя, вміння аналізувати, синтезувати і систематизувати набуті знання, удосконалюється мовленнєва компетенція. Під час проведення уроків студенти повинні правильно застосовувати хімічну номенклатуру і термінологію, що забезпечить формування наукового мовлення учнів. Якщо при використанні хімічної мови вкрадаються неточності, невдалі вислови, нечіткі характеристики перебігу хімічних реакцій, то надалі неминуче відображення дійсності у спотвореному вигляді. Не коректно говорити «взьми формулу сполуки...» замість виразу «запиши формулу сполуки...». Поширений недолік учнів і студентів при описі властивостей речовин та перебігу хімічних реакцій називати речовини хімічними формулами, а не вживати їх систематичні назви. Читання формул речовин замість хімічних назв має логічний зміст лише тоді, коли треба підкреслити склад або належність до певного класу сполук, показати кількісну сторону перебігу хімічних реакцій. Формулами слід читати хімічні рівняння при їх балансуванні, розв'язуванні розрахункових хімічних задач тощо. Майже завжди учні помиляються і не вказують, що вони проводять спроби з розчинами речовин. Під час вивчення властивостей кислот та лугів недопустимі такі пояснення «індикатор зафарбував кислоту в червоний колір» або «кислота стала червона».

Удосконалюють свою педагогічну майстерність й хімічне мовлення студенти під час педагогічної (асистентської) практики на другому році навчання у магістратурі, яка є складовою частиною наскрізної практичної підготовки магістрів. Майбутні викладачі хімії під час читання лекцій, проведення семінарів, лабораторних та практичних занять, не лише чітко, стисло, емоційно і цікаво розкривають зміст навчального матеріалу, але й не хestуючи законами рідної мови, правильно використовують хімічні терміни і поняття, дотримуючись міжнародної термінології і номенклатури хімічних сполук.

Хімічне мовлення має велике значення для науково-педагогічної комунікації, полегшує процес засвоєння знань та реалізації їх у майбутній фаховій діяльності, є засобом розширення активного професійно зумовленого словникового запасу, підвищує культурний рівень фахівця.

## ЗМІСТ

### Секція 1. Фізико-хімічні властивості та структура матеріалів

1. Березнюк О, Панкевич В., Івашенко І., Галян В., Піскач Л., Гулай Л. **ВИРОЩУВАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ  $\text{AgGaGeS}_4$ , ЛЕГОВАНИХ Nd ТА Er** 3
2. Березнюк О.П., Смітюх О.В., Піскач Л.В. **ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У КВАЗІПОТРІЙНІЙ СИСТЕМІ  $\text{Cu}_2\text{S}-\text{SnS}_2-\text{P}_2\text{S}_5$  ПРИ 500 К** 4
3. Ващинський В.М. **ВПЛИВ ТИПУ ХІМІЧНОГО АКТИВАТОРА НА СОРБЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОГО МАТЕРІАЛУ ІЗ РОСЛИННОЇ СИРОВИНИ** 6
4. Vira O., Eliyashevskyy Yu., Mostovoy U., Kapustianyk V. **MANIFESTATION OF PHOTOVOLTAIC EFFECT IN  $\text{LiH}_3(\text{SeO}_3)_2$  CRYSTAL** 8
5. Горон Б., Рудиш М., Стадник В., Щепанський П. **ІНФРАЧЕРВОНИ СПЕКТРИ КРИСТАЛІВ  $(\text{NH}_4)_2\text{BeF}_4$**  9
6. Захарчук Д.А., Федосов С.А., Ящинський Л.В., Коваль Ю.В., Захарчук М.Д. **ЗМІНА ПАРАМЕТРА АНІЗОТРОПІЇ РУХЛИВОСТІ В МОНОКРИСТАЛАХ n-Ge ПІД ВПЛИВОМ РАДІАЦІЇ ТА ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ доц.** 11
7. Каричорт О. Р., Жак О. В. **НОВІ ТЕРНАРНІ ФОСФІДИ У СИСТЕМАХ RE-Pd-P, де RE = Y, Gd, Ho** 12
8. Кашуба А.І., Ільчук Г.А., Семків І.В., Височанська Е.О., Соловійов М.В. **СИНТЕЗ, СТРУКТУРА ТА ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІКРИСТАЛІВ І ТОНКИХ ПЛІВОК  $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$**  13
9. Князева Г.О., Князев С.А. **СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ Ti-Zr-Nb-N З НІТРИДНО-ТВЕРДОРОЗЧИННИМ ЗМІЦНЕННЯМ** 15
10. Козаченко О., Бовгира О., Коваленко М., Капустяник В. **ЛОКАЛЬНА СТРУКТУРА ТА ЕЛЕКТРОННІ ВЛАСТИВОСТІ  $\text{Pb}[(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_x\text{Ti}_{1-x}]\text{O}_3$  ПІД ВПЛИВОМ ТИСКУ: ПЕРШОПРИНЦИПНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ** 17
11. Кордан В., Ничипорук Г., Гудзьо О., Павлюк В., Заремба В. **ЕЛЕКТРОХІМІЧНЕ ГІДРУВАННЯ ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ  $\text{HoNiAl}_{1-x}\text{In}_x$**  18
12. Корець М.І.  **$\text{Tl}_2\text{CdSnSe}_4$  ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ КРИСТАЛ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕНЬ** 20
13. Коць О., Заремба Н., Ничипорук Г., Заремба В. **ВЗАЄМОДІЯ КОМПОНЕНТІВ У СИСТЕМАХ  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{Ga}_x$  І  $\text{PrPdAl}_{1-x}\text{In}_x$**  21
14. Кружкова М.А., Степанчук А.М., Тесля С.Ю. **СТІЙКІСТЬ ПОРОШКОВОГО СПЛАВУ Al-15Fe ДО ОКИСНЕННЯ НА ПОВІТРІ** 23

15.	Мартиросян І.А., Пахолюк О.В., Мельник Д.О. <b>МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТКАНИН З АНТИМІКРОБНОЮ ОБРОБКОЮ</b>	25
16.	Матвіюк О.В., Гомон Св.Св., Кулаковський Л.Я <b>КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ ДЕРЕВИНИ З ПІДВИЩЕНИМИ МІЦНІСНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ</b>	27
17.	Мельничук Т.О., Мирончук Г.Л., Куршель Д., Шафарчук В. <b>ОПТИЧНІ ТА НЕЛІНІЙНО-ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КРИСТАЛІВ <math>AGGAGES_4</math>, ЛЕГОВАНИХ ER</b>	28
18.	Myronchuk G. L. , Ponedelnyk S. M. <b>EFFECT OF THE RARE EARTH DOPING (PR, EU, YB) ON THE OPTICAL PROPERTIES OF THE <math>AG_3ASS_3</math> CRYSTALS</b>	29
19.	Myroniuk D. V., Didys R. I., Myroniuk L. A., Koziarskyi I. P., Maistruk E. V., Olifan O. I., Korichev S. F., Danylenko I. M., Strelchuk V. V., Ievtushenko A. I. <b>STRUCTURE, OPTICAL PROPERTIES AND PHOTOCATALYTIC ACTIVITY OF UNDOPED, CD-DOPED ZNO FILM</b>	30
20.	Нитка В., Кордан В., Волошин В., Тарасюк І., Павлюк В. <b>ЕЛЕКТРОХІМІЧНЕ ГІДРУВАННЯ СПЛАВУ <math>Tb_2Ni_{6,1}Li_{0,3}Mg_{0,3}Sb_{0,3}</math></b>	32
21.	Панкевич В., Березнюк О., Климович О., Іващенко І., Галян В., Піскач Л., Гулай Л. <b>СПОСІБ УТВОРЕННЯ СПЛУК <math>AgAs_3Se_5</math>, <math>Ag_2SnAs_6Se_{12}</math> ТА ВИРОЩУВАННЯ ЇХ МОНОКРИСТАЛІВ</b>	34
22.	Пахолюк О.В., Передрій О.І., Демкович Я.В. <b>ХАРАКТЕРИСТИКА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИБІЛЕНИХ ЛЛЯНИХ ТКАНИН</b>	35
23.	Повстяной О.Ю., Редько Р.Г., Четвержук Т.І. <b>ПРОГНОЗУВАННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ ПРОНИКНИХ МАТЕРІАЛІВ</b>	37
24.	Приходько Г., Приходько О., Kaban I., Pomorska M., Morgiel J., Sobczak N. <b>СТРУКТУРНА ХАРАКТЕРИСТИКА ПОВЕРХОНЬ РОЗДІЛУ, УТВОРЕНИХ МІЖ РОЗПЛАВЛЕНИМ СПЛАВОМ AL-SI ТА ПІДКЛАДКАМИ <math>TiV_2</math></b>	39
25.	Пришко І., Рудиш М., Стадник В., Щепанський П. <b>ЗМІНИ ПОКАЗНИКІВ ЗАЛОМЛЕННЯ КРИСТАЛІВ <math>Rb_2SO_4</math></b>	40
26.	Rudysh M.Ya., Myronchuk G.L., Piasecki M., Brik M.G <b>APPLICATION OF DFT + <math>U</math> APPROACH TO ELECTRONIC STRUCTURE STUDY OF <math>AgInSe_2</math> CHALCOPYRITE CRYSTAL</b>	42
27.	Свиридюк О.Б., Гомон Св.Св. <b>ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ ДЕРЕВ'ЯНОГО ШПОНУ В УКРАЇНІ</b>	43
28.	Сидорко М.С., Яцишин М.М. <b>АДСОРБЦІЯ <math>Cr(VI)</math> ІЗ ВОДНИХ РОЗЧИНІВ КОМПОЗИТОМ ПРИРОДНИЙ ЦЕОЛІТ/ПОЛІАНЛІН</b>	45

29. Скорубський Д.І., Димарчук В.В., Фурс Т.В., Гулай О.І. **СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ ПЛЮМБУМ ДИЙОДИДУ** 48
30. Тесля С.Ю., Степанчук А.М., Кружкова М.А. **ЗАКОНОМІРНОСТІ КОМПАКТУВАННЯ ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-15Fe** 49
31. Tkach V.V., Kushnir M.V., de Oliveira S.C., Garcia J.R., Ivanushko Y. G., Krupko O.V., Vitriak O.P., Yagodynets ' P.I., da Paiva Martins J. I. F., Vaz dos Reis L. **THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR Hg<sup>2+</sup> ELECTROCHEMICAL DETERMINATION AND ELIMINATION IN GALVANOSTATIC MODE, ASSISTED BY 2-MERCAPTOBENZIMIDAZOLE** 51
32. Федосов С.А., Захарчук Д.А., Замуруєва О.В., Сахнюк В.Є. **РІВЕНЬ ФЕРМІ В КРИСТАЛАХ CdSb<Te> ДО ТА ПІСЛЯ ГАММА-ОПРОМІНЕННЯ** 52
33. Ferkhatly E.R., Ponomarchuk S., Zaulychnyi Ya., Bogomol Yu.I. **MICROSTRUCTURE OF THEHIGH-TEMPERATURE COMPOSITES OF THE B<sub>4</sub>C-(TiZrHfNbTa)B<sub>2</sub>SYSTEM** 54
34. Шигорін О.П., Кушпа М.І., Новосад О.В., Шигорін П.П. **ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ CuIn<sub>5</sub>S<sub>8</sub>-CdIn<sub>2</sub>S<sub>4</sub>** 56
35. Яблонський М., Криховець О.В., Слободяник В.В. **ДОСЛІДЖЕННЯ ПЛІВКОУТВОРЕННЯ ПОЛІВІНІЛОВОГО СПИРТУ** 58
36. Яцинюк Т.К., Галян В.В., Іващенко І.А., Кевшин А.Г., Шевчук М.В. **СИНТЕЗ ТА НЕЛІНІЙНО-ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СКЛОПОДІБНИХ СПЛАВІВ Ga<sub>2</sub>S<sub>3</sub>-La<sub>2</sub>S<sub>3</sub>-Er<sub>2</sub>S<sub>3</sub>** 60

## **Секція 2. Новітні фізичні та хімічні методи дослідження і технології**

1. Березнюк О., Панкевич В., Іващенко І., Галян В., Піскач Л., Гулай Л. **ВИРОЩУВАННЯ КРИСТАЛІВ ТА ОДЕРЖАННЯ СКЛОПОДІБНИХ ЗРАЗКІВ AgGaGe<sub>3</sub>Se<sub>8</sub>, ЩО ЛЕГОВАНІ Nd ТА Er** 61
2. Боярська І.В. доцент, Карбовський В.В. **ВПЛИВ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУВАННЯ ЕПОКСИПОЛІМЕРІВ** 62
3. Браїло М.В , Якущенко С.В., Сапронова А.В., Юренін К. Ю., Клементьєв І. **ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЕЛЕМЕНТІВ ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ** 63
4. Вельгош А.С., Копач А.О., Свелеба С.А. **ПЕРЕХІД ВІД ПОРЯДКУ ДО ХАОСУ НЕСПІВМІРНОЇ НАДСТРУКТУРИ, ЯКА ОПИСУЄТЬСЯ ІНВАРІАНТОМ ЛІФШИЦЯ ЗА УМОВИ N=3, 4, 5.** 64

5. Вельгош А.С., Свелеба Н. С. Катеринчук І.М. **ДИНАМІКА НЕСПІВМІРНОЇ НАДСТРУКТУРИ ЯКА ОПИСУЄТЬСЯ ІНВАНІАНТОМ ЛІФШИЦЯ ЗА УМОВИ  $n=3$ .** 66
6. Верешко О.В., Гомон Св.Св. **ЗМІНА МІКРОСТРУКТУРИ ДЕРЕВИНИ ПІД ВПЛИВОМ КИСЛОТНОГО СЕРЕДОВИЩА** 68
7. Гусачук Д.А., Шевчук Б.В, Карпюк М.М. **ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ ТА ВІДПУСКУ НА ТВЕРДІСТЬ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ 4Х5МФ1С** 70
8. Довбенко Т.О., Гомон Св.Св. **ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕРЕВИНИ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ЕКОЛОГІЧНОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ** 72
9. Дорошенко А., Шемет В. **МЕТОДИ ВИРОЩУВАННЯ СИНТЕТИЧНИХ КРИСТАЛІВ** 73
10. Заякін Д.К., Мікуліч О.А. **МЕТОДИКА ОЦІНКИ ВПЛИВУ ПІНОУТВОРЮВАЧІВ НА МЕХАНІЧНУ МІЦНІСТЬ ПІНОБЕТОНІВ** 75
11. Климовець О.Б., Кашицький В.П., Савчук П.П. **ФОРМУВАННЯ ЗАХИСНИХ ЕПОКСИПОЛІМЕРНИХ ПОКРИТТІВ НА ПОВЕРХНІ БІОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ** 76
12. Ковальчук А., Панасюк Л.І. **ЦИКЛОТРОННИЙ РЕЗОНАНС У НЕДЕФОРМОВАНОМУ ТА ОДНОВІСНО-ДЕФОРМОВАНОМУ КРЕМНІ** 78
13. Кревська Д.В., Яцинський Л.В., Захарчук Д.А., Коваль Ю.В. **МЕТОДИКА ЯКІСНОЇ ОЦІНКИ ЗМІНИ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНІ СТАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ** 80
14. Мельничук М.Д., Андрушко О.А., Шевчук І.І., Сливка В.І. **ПОЛІМЕРКОМПОЗИТНИЙ МАТЕРІАЛ НА ОСНОВІ КРАФТ – ЛІГНІНУ** 81
15. Мороз О.С., Яцинський Л.В., Захарчук Д.А., Коваль Ю.В. **ВИЗНАЧЕННЯ СТУПЕНЯ ІОНІЗАЦІЇ ГАЗОВОГО СЕРЕДОВИЩА МЕТОДОМ ВІДКРИТОГО КОНДЕНСАТОРА** 83
16. Найдич Б.П., Яворський Р.С., Цимбалюк Т.П., Матківський О.М., доц. Матеїк Г.Д. **ОЦІНКА ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ PbTe-SnTe** 84
17. Одарчук Ю.О., Замуруєва О.В., Федосов С.А., Захарчук Д.А., Сахнюк В.Є. **ПЕРЕДОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ** 86
18. Пташенчук В.В. **ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ПІДШИПНИКОВОЇ СТАЛІ ШХ15 В ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ РОЛИКОПІДШИПНИКІВ** 88

19. Руденький С.О., Втерковський М.Я **ВПЛИВ ПОРОУТВОРЮВАЧІВ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОПОРИСТОГО НАНОКОМПОЗИТУ  $Al_2O_3-SiO_2$**  89
20. Рябоштан В.А., Пінчук Н.В., Зозуля Е.В., Зубков А.І. **АНОМАЛЬНИЙ ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ПІДКЛАДКИ НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНИХ КОНДЕНСАТІВ Cu-Mo** 91
21. Rudysh M.Ya., Ftomyn N.Y., Myronchuk G.L., Fedorchuk A.O., Stadnyk V.Yo., Shchepanskyi P.A., Brezvin R.S. **CALCULATION OF NLO PROPERTIES OF AgGaS<sub>2</sub> CRYSTAL** 93
22. Савчук П.П., Петрівський Я.Б., Савчук Л.А. **ДО ПИТАННЯ ПРО ПІДВИЩЕННЯ АДГЕЗІЙНО-МІЦНІСНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЕПОКСИДНОЇ МАТРИЦІ КОМПОЗИЦІЙНОГО ПОКРИТТЯ** 95
23. Садова О.Л., Кашицький В.П., Вишинський М.І. **ВПЛИВ СТУПЕНЯ ПІДСУШУВАННЯ БІОКОМПОЗИЦІЇ НА МІЦНІСТЬ ПРИ СТИСКАННІ БІОКОМПОЗИТІВ** 97
24. Самчук Л.М., Рудь В.Д. **ВИСОКОЕНЕРГЕТИЧНІ МЕТОДИ В ТЕХНОЛОГІЯХ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ** 99
25. Семенюк А.А., Плюта А.П., Шульгач А.Р., Кевшин А.Г. **ОСОБЛИВОСТІ РОБОТИ ВОЛОКОННО-ОПТИЧНИХ ПІДСИЛЮВАЧІВ (EDFA) ЛЕГОВАНИХ ІОНАМИ  $Er^{3+}$**  101
26. Субботіна В.В., Волков О.О., Колупаєв І.М., Краєвська Ж.В., Jiang Di, Ge Xiaole. **ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРИНЦИПИ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ТА ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ МОДИФІКУВАННІ ЇХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ МЕТОДАМИ ТФЗ, МДО ТА ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ** 103
27. Теміцька Р.Б., Герцик О.М., Ташак М.С. **КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ АМОРФНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ В ОРГАНІЧНИХ КИСЛОТАХ** 105
28. Янчук С.Л., Боярська І.В., Кашицький В.П. **ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ БІОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ, МОДИФІКОВАНИХ СУЛЬФАТОМ НАТРІЮ** 106

**Секція 3. Проблемні питання мікро- та наноелектроніки, телекомунікаційних систем, наноструктурні матеріали**

1. Денисюк В.Ю., Конончук І.Ю. **АНАЛІЗ МЕТОДІВ КОНТРОЛЮ ТА ДІАГНОСТУВАННЯ НАНОМОДИФІКОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ** 108
2. Денисюк В.Ю., Кайдик О.Л., Марчук Н.А. **АНАЛІЗ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАНООБ'ЄКТІВ** 110
3. Дирда І.Ю., Серєда Д.С., Кевшин А.Г. **СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗРОБКИ СОНЯЧНИХ ПАНЕЛЕЙ** 112

4. **Заблоцький В.Ю., Захарчук М.Д. ОСОБЛИВОСТІ ФУНКЦІОНУВАННЯ РІЗНОНАПРАВЛЕНИХ СИСТЕМ АНТЕН СТІЛЬНИКОВОГО ЗВ'ЯЗКУ** 114
5. **Коваль Ю.В., Ящинський Л.В., Федосов С.А., Захарчук Д.А., Дмитрук О.О. ОСОБЛИВОСТІ ЕФЕКТУ ПЕРЕМИКАННЯ З ВИСОКООМНОГО В НИЗЬКООМНИЙ СТАН В НАПІВПРОВІДНИКОВИХ МОНОКРИСТАЛАХ З НЕОДНОРІДНИМ РОЗПОДІЛОМ ДОМІШОК** 117
6. **Лапченко Ю.С. ЛАЗЕРНЕ ВИТЯГУВАННЯ НАНОЗОНДІВ: ПРИНЦИП І ПЕРЕВАГИ** 118
7. **Мороз С.А., Якимчук Н.М., Захарчук М.Д МЕТОДИ ОЦІНКИ МЕХАНІЧНОЇ НАДІЙНОСТІ П'ЄЗОЕЛЕКТРИЧНОГО ПЕРЕТВОРЮВАЧА** 121
8. **Popovych M.V., Stronski A.V., Shportko K.V. STRUCTURAL INVESTIGATIONS of Ga-Ge-Te GLASSES** 123
9. **Пристапа С.О., Селепина Й.Р., Ільницький О.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИРОДИ МЕХАНІЧНИХ КОЛИВАНЬ В КВАРЦОВИХ РЕЗОНАТОРАХ** 125
10. **Рябоштан В.А., Пінчук Н.В., Зозуля Е.В., Зубков А.І. ВИСОКА ТЕРМІЧНА СТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ КОНДЕНСАТІВ Cu-Mo** 128
11. **Tkach Volodymyr V., Kushnir Marta V., de Oliveira Sílvio C., Garcia Jarem Raul, Ivanushko Yana G., Krupko Olena V., Vitriak Oksana P., Yagodynets ´ Petro I. , Martins José Inácio Ferrão da Paiva, Vaz dos Reis Lucinda THE THEORETICAL DESCRIPTION FOR COPPER (II) SULFIDE NANOPARTICLES ASSISTED THIOPHENE ELECTROPOLYMERIZATION** 130
12. **Ткачук І.Г., Іванов В.І., Ковалюк З.Д, Орлецький І.Г. ЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОТОЧУТЛИВИХ ГЕТЕРОПЕРЕХОДІВ CuFeO<sub>2</sub>/n-InSe** 131
13. **Yavorskyi Y.V., Zaulychnyy Ya.V., Dudka O. I., Guannan Liu EFFECT OF MACHINING TIME ON THE ELECTRONIC STRUCTURE OF 20%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/80% SiO<sub>2</sub>** 134
14. **Фурс Т.В. ОСОБЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАБІЛЬНИХ ЕЛЕКТРИЧНИХ КОНТАКТІВ ДО МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЗРАЗКІВ PbI<sub>2</sub>** 136

#### **Секція 4. Теоретичні та прикладні питання математичної фізики**

1. **Жиленко Т.І., Гапонова О.П., Тарельник Н.В., Безрук В.М., Голуб Н.Р. МАТЕМАТИЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ НА ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТЯ ПІД ЧАС ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ** 138

2. Гомон П. С. **ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ ДОТИЧНИХ НАПРУГ В ЗГИНАЛЬНОМУ ДЕРЕВ'ЯНОМУ ЕЛЕМЕНТІ З ВРАХУВАННЯМ НЕЛІНІЙНОСТІ ДЕФОРМУВАННЯ ДЕРЕВИНИ** 140
3. Hubal H.M. **THE EXISTENCE OF THE SOLUTION TO THE BBGKY HIERARCHY OF EQUATIONS FOR SYSTEMS OF IDENTICAL PARTICLES** 141
4. Лишук В.В., Раковець А.В. **МОДЕЛЮВАННЯ ФОТОЕЛЕКТРИЧНОГО ПЕРЕТВОРЮВАЧА** 143
5. Луньов С.В., Цизь А.І., Фесь І.А. **КІНЕТИКА ВІДПАЛУ РАДІАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ В ОПРОМІНЕНОМУ ЕЛЕКТРОНАМИ ГЕРМАНІЇ** 145
6. Мікуліч Р.С., проф. Гулай О.І. **МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ «ДЕФЕКТНОГО» ПОРОУТВОРЕННЯ У ПОЛІМЕРНИХ ПНАХ** 147
7. Приходько А.О., Шигорін П. П. **ЧАСТКОВІ РОЗВ'ЯЗКИ ЗАДАЧІ ДВОХ МАГНІТНИХ ТІЛ** 149
8. Крадінова Т., Середюк М. **ЗАСТОСУВАННЯ ПІДСТАНОВОК ДО РОЗВ'ЯЗАНЬ ЛІНІЙНИХ ДИФЕРЕНЦІАЛЬНИХ РІВНЯНЬ ВИЩИХ ПОРЯДКІВ** 151
9. Тимошук С.В., Тимошук В.М. **ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ МОНТЕ-КАРЛО ДЛЯ ОБЧИСЛЕННЯ ВИЗНАЧЕНИХ ІНТЕГРАЛІВ** 152
10. Trokhimchuck P. P., Shevchuk I. **TO QUESTION OF SIMILARITY IN THEORETICAL AND MATHEMATICAL PHYSICS** 154
11. Trokhimchuck P. P., Skorubskiy D. I. **TO QUESTION OF POLARIZATION IN NONLINEAR AND RELAXED OPTICS** 156

#### **Секція 5. Методологія навчання фундаментальних дисциплін у вищій школі**

1. Авдіюк В., Кабак В.В., Гулай О.І. **ІНТЕЛЕКТ-КАРТИ ЯК ЗАСІБ НАВЧАННЯ** 157
2. Макарчук С.В., Тарасенко А.О. , доц. Головіна Н.А. **ВИКОРИСТАННЯ ГРИ НА УРОКАХ ФІЗИКИ** 158
3. Мороз І.А. **ОСОБЛИВОСТІ ВИКЛАДАННЯ АНАЛІТИЧНОЇ ХІМІЇ ДЛЯ СТУДЕНТІВ СПЕЦІАЛЬНОСТІ «ХАРЧОВІ ТЕХНОЛОГІЇ»** 159
4. Романюк А.О., Остапюк В.В., Новосад О.В. **ВИКОРИСТАННЯ ІНТЕРАКТИВНИХ СИМУЛЯЦІЙ НА УРОКАХ ФІЗИКИ В УМОВАХ SMART-ОСВІТИ** 160
5. Садура О.В., Кевшин А.Г. **ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ІНТЕРАКТИВНОГО НАВЧАННЯ НА УРОКАХ ФІЗИКИ** 162

6. Шолох Ю.О., Гуда О.В. **ЗАСТОСУВАННЯ ВЕКТОРНОЇ АЛГЕБРИ ДО РОЗВ'ЯЗАННЯ ЗАДАЧ ЕЛЕКТРОТЕХНІКИ** 164
7. Шпирка З.М. **УДОСКОНАЛЕННЯ ХІМІЧНОЇ МОВИ ПІД ЧАС ПЕДАГОГІЧНОЇ ПРАКТИКИ** 166

Для нотаток

МАТЕРІАЛИ VI ВСЕУКРАЇНСЬКОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ  
КОНФЕРЕНЦІЇ ЗДОБУВАЧІВ ВИЩОЇ ОСВІТИ ТА МОЛОДИХ ВЧЕНИХ  
«Фізика і хімія твердого тіла. Стан, досягнення і перспективи»  
21-22 жовтня 2022 р.

Фізика і хімія твердого тіла. Стан, досягнення і перспективи: Матеріали VII Всеукраїнської науково-практичної конференції здобувачів вищої освіти та молодих вчених, 21-22 жовтня 2022 р., м. Луцьк. Луцьк: ІВВ НТУ, 2022. 176 с.

У збірнику представлені тези доповідей учасників конференції у авторській редакції.

Для студентів, аспірантів, науковців та фахівців.

**Ілюстрації титульної сторінки:**

Кашуба А.І., Ільчук Г.А., Семків І.В., Височанська Е.О., Соловійов М.В. СИНТЕЗ, СТРУКТУРА ТА ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІКРИСТАЛІВ І ТОНКИХ ПЛІВОК  $Cd_{1-x}Mn_xTe$

Рябоштан В.А., Пінчук Н.В., Зозуля Е.В., Зубков А.І. АНОМАЛЬНИЙ ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ПІДКЛАДКИ НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНИХ КОНДЕНСАТІВ  $Cu-Mo$

Сидорко М.С., Яцишин М.М. АДСОРБЦІЯ  $Cr(VI)$  ІЗ ВОДНИХ РОЗЧИНІВ КОМПОЗИТОМ ПРИРОДНИЙ ЦЕОЛІТ/ПОЛІАНІЛІН

Ткачук І.Г., Іванов В.І., Ковалюк З.Д., Орлецький І.Г. ЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОТОЧУТЛИВИХ ГЕТЕРОПЕРЕХОДІВ  $CuFeO_2/n-InSe$

Підписано до друку 21.10.2022 р. Формат 60x80/8. Папір офс.  
Ум. друк. арк. 22,0. Тираж 100 прим. Зам..

Інформаційно-видавничий відділ  
Луцького національного технічного університету  
43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.

Друк – ІВВ ЛНТУ

Свідоцтво Держкомтелерадіо України ДК №4123 від 28.07.2011 р.