

МЕХАНІЧНА ІНЖЕНЕРІЯ (131, 132, 133)

УДК 620.22

ОПАНУВАННЯ ПРОЦЕСІВ СИНТЕЗУ ОКСИДНИХ СПОЛУК З ЗАСТОСУВАННЯМ ПОТУЖНОГО ДЖЕРЕЛА ШВИДКОГО НАГРІВУ ВИХІДНИХ ІНГРЕДІЄНТІВ

Канд. техн. наук В. О. Чишкала, доктори техн. наук С. В. Литовченко, Е. С. Геворкян, канд. техн. наук В. П. Нерубацький, асп. О. М. Морозова

MASTERING THE PROCESSES OF SYNTHESIS OF OXIDE COMPOUNDS WITH THE USE OF A POWERFUL SOURCE OF FAST HEATING OF THE INITIAL INGREDIENTS

PhD (Tech.) V. O. Chyshkala, D. Sc. (Tech.) S. V. Lytovchenko, D. Sc. (Tech.) E. S. Gevorkyan, PhD (Tech.) V. P. Nerubatskyi, postgraduate student O. M. Morozova

DOI: <https://doi.org/10.18664/1994-7852.196.2021.242226>

***Анотація.** Реалізовано методу електронно-променевого нагрівання суміші оксидів ітрію та цирконію для синтезу складних оксидів. Вихідна суміш містила інгредієнти у кількості, що відповідає сполуці $Y_2Zr_2O_7$. Суміш нагрівали у танталовому контейнері майже до температури плавлення танталу (2915 С). Високу температуру процесу забезпечено застосуванням системи з плазмовим емітером електронів. Метою вакуумного високотемпературного впливу на порошкову суміш була реалізація умов, достатніх для ініціювання реакцій синтезу складних оксидів. Аналіз отриманих зразків зафіксував після первинної високотемпературної обробки фазу типу флюориту $(Y, Zr)O_x$ з параметром ґратки 5,2 Å та технологічні домішки оксиду танталу. Після додаткового відпалу у повітрі при 1200 С протягом 7 год було зафіксовано ще фазу з параметром ґратки 5,17 Å, а також домішки оксиду танталу. Апробовані умови синтезу призводять до утворення багатоеlementних оксидів зі структурою лише флюориту, пірохлорної фази у спеках не виявлено.*

***Ключові слова:** багатоконпонентні оксиди, пірохлори, флюорит, ультра- та нанодисперсні порошки, електронно-променевий нагрів, компактування, спікання.*

***Abstract.** The creation of new materials with predetermined properties is perhaps the most important issue and problem of modern materials science. Increasingly harsh conditions for the use of materials in modern, and especially - promising technological processes, the need to ensure and implement the safest conditions for humanity and the environment of modern industrial production, the importance and increasing role of economic factors – all these factors necessitate improving known and creating new materials, as well as technologies for their production and use. Further economically justified, socially attractive and technologically safe use of nuclear technologies and operation of modern complex technical facilities, which undoubtedly include nuclear power devices, further development of nuclear and in the future thermonuclear energy is impossible without modernization.*

The article implements the method of electron beam heating of a mixture of yttrium and zirconium oxides for the synthesis of complex oxides. The initial mixture contained ingredients in an amount corresponding to the compound $Y_2Zr_2O_7$. The mixture was heated in a tantalum container almost to the melting point of tantalum (2915 C). The high temperature of the process is provided by the use of a system with a plasma electron emitter. The purpose of the vacuum high-temperature effect

on the powder mixture was to implement conditions sufficient to initiate reactions for the synthesis of complex oxides. The analysis of the obtained samples recorded after the initial high-temperature treatment a fluorite-type phase (Y, Zr) O_x with a lattice parameter of 5.2 Å and technological impurities of tantalum oxide. After additional annealing in air at 1200 C for 7 hours, another phase with a lattice parameter of 5.17 Å was recorded, as well as impurities of tantalum oxide. The tested synthesis conditions lead to the formation of multi-element oxides with a structure of only fluorite, pyrochlore phase in the heat is not detected.

Keywords: *multicomponent oxides, pyrochlores, fluorite, ultra- and nanodispersed powders, electron beam heating, compaction, sintering.*

Вступ. Створення нових матеріалів з наперед заданими властивостями є чи не найважливішим питанням і проблемою сучасного матеріалознавства. Все жорсткіші умови використання матеріалів у сучасних, а особливо – перспективних технологічних процесах, необхідність забезпечення та реалізації максимально безпечних для людства та довкілля умов функціонування сучасного промислового виробництва, вагомість та підвищення ролі економічних чинників – все це фактори, що зумовлюють необхідність удосконалення відомих і створення нових матеріалів, а також технологій їхнього виробництва та використання [1, 2].

Подальше економічно виправдане, соціально привабливе та технологічно безпечне використання ядерних технологій та функціонування сучасних складних технічних об'єктів, до яких, беззаперечно, належать ядерні енергетичні пристрої, подальший розвиток ядерної та в перспективі термоядерної енергетики неможливі без модернізації відомих і створення нових паливних та конструкційних матеріалів активної зони ядерних реакторів [3, 4]. Стандартна технологія електронно-променевого нагрівання реалізує умови, за яких в матеріалі утворюється високий температурний градієнт від ділянки, на якій безпосередньо сфокусований електронний пучок, вглиб матеріалу. Такі умови обробки є причиною утворення сильно неоднорідних структур, гомогенність яких підвищують багаторазовим плавленням зі зміною точки, боку та поверхні фокусування пучка. Ця в

підсумку досить тривала сумарна обробка в багатьох випадках супроводжується суттєвою зміною складу оброблюваного матеріалу через часткове випаровування елементів з найнижчими температурами плавлення та кипіння, а також меншою енергією пароутворення. Реальна розробка матеріалів з заданими властивостями і впровадження таких матеріалів у технологічні процеси неможливі без побудови повної та завершеної схеми причинно-наслідкового зв'язку понять у колі «склад – структура – властивості», без фундаментальних знань про чинники зовнішнього впливу (радіаційного, корозійного, термічного, механічного), що ініціюють ті або інші структурно-фазові перетворення твердотільних об'єктів та формування нових станів структури на різних ієрархічних рівнях від атомарного до макроскопічного. Дослідженням окремих питань перелічених проблем приділено досить багато уваги [5, 6]. Зокрема, є позитивні результати використання оксидних нанопорошків для зміцнення конструкційних матеріалів [7, 8], хоча залишаються невирішеними проблеми на всіх ланках технології – від виготовлення оксидної складової та безпосередньо сталі, що зміцнена оксидами, до оптимізації структурно-фазового стану всіх цих матеріалів [9].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Крім створення конструкційних матеріалів з підвищеною радіаційною стійкістю для теплових реакторів серед перспектив розвитку ядерної енергетики є інший важливий

напрямок – перехід до використання реакторів на швидких нейтронах, для ефективної та довготривалої надійної роботи яких необхідно підвищити ступінь вигорання палива до 18...20 % без зниження параметрів теплоносія. Такі реактори також потребують матеріалів, що матимуть у порівнянні з уже впровадженими матеріалами кращі якості з погляду на радіаційне розпухання, радіаційну повзучість, високотемпературне та низькотемпературне радіаційне окрихчення та радіаційну стабільність структури при нейтронному опроміненні [2]. Необхідні властивості можуть бути реалізовані саме в ДЗО-сталях (дисперсно-зміцнюючих оксидів) [10, 11], що демонструють відмінну радіаційну стійкість в порівнянні з іншими традиційними жароміцними сталями і аустенітними сталями, внаслідок чого є перспективними матеріалами для внутрішньокорпусних елементів теплових реакторів, оболонок твелів реакторів на швидких нейтронах, надкритичних реакторів з водою під тиском, а також першої стінки термоядерних реакторів. Наночастинки оксидів, які дисперговані в об'ємі ДЗО-сталей, виконують низку важливих функцій. По-перше, ці частинки є певним бар'єром для вільного руху дислокацій і міграції границь зерен, що сприяє збільшенню межі міцності при розтягненні і покращує опір повзучості. По-друге, оксидні частинки забезпечують ефективне поглинання індукованих опроміненням дефектів (вакансій і міжвузловинних атомів). По-третє, на цих частинках реалізується спрощений процес утворення зародків пухирців гелію, що пригнічує сам процес утворення пухирців і таким чином забезпечує підвищену стійкість до опромінення [12]. Все зазначене підвищує стабільність структурних елементів матеріалу під опроміненням, а отже, покращує радіаційну стійкість матеріалу [13, 14].

Проблема створення ДЗО-сталей з покращеними властивостями є складовою

загальної проблеми створення гетерогенних твердих тіл з заданими властивостями, що забезпечуються реалізацією необхідного структурно-фазового стану як складових елементів, так і всього об'єкта. З урахуванням цього особливого значення набувають дослідження всіх етапів утворення таких матеріалів – від початкового формування дисперсних складових до реалізації бажаного структурно-фазового стану всього композиту [15, 16]. Було проведено дослідження процесів синтезу і структурно-фазової перебудови в керамічних та металокерамічних сполуках різного складу і ступеня складності – від простих подвійних сполук, зокрема звичайних оксидів перехідних металів [17, 18], до багатоелементних та багатофазових композицій різної архітектури – об'ємних композитів [19], шаруватих структур [20], консолідованих [21] та компактованих [22] матеріалів. Накопичено певний досвід досліджень синтезу оксидних сполук у вигляді ультрадисперсних [23] та нанодисперсних [24] порошоків, вивчення структурно-фазових перетворень в них при компактуванні [25] та консолідації [26].

Таким чином, з проведеного огляду можна зробити висновок, що питання синтезу оксидних сполук з застосуванням потужного джерела швидкого нагріву вихідних інгредієнтів є невирішеним.

Визначення мети та завдання дослідження. Метою роботи є дослідження процесів ініціювання реакцій синтезу складних оксидних сполук з застосуванням потужного джерела електронно-променевого нагрівання вихідних інгредієнтів у кількості $Y_2Zr_2O_7$.

Для досягнення мети було поставлено такі завдання:

– досягти температури, за якої починається інтенсивне виділення пари та газів, над контейнером утворювалась область іонної плазми, світіння якої можна було спостерігати та контролювати візуально;

– удосконалити технологію високо-енергетичного термічного впливу на вихідну порошкову суміш для суттєвого покращення контролю температури процесу.

Основна частина дослідження. На першій стадії підготовки зразків вихідні промислові порошки ZrO_2 та Y_2O_3 брали у співвідношенні 1:1 (атомні відсотки) і перемішували у міксері протягом 2...8 год. Після гомогенізації суміші її компактували у таблетки на механічному пресі в сталевій прес-формі у повітрі при надлишковому тиску до 1,2 ГПа, після чого таблетки піддавали термообробці (початковій консолідації спіканням) для забезпечення певної механічної міцності та запобігання руйнуванню при подальшій обробці. Температуру і тривалість спікання експериментально обирали найменшими для запобігання фазовим перетворенням у компактах. Після цього зразки вміщували у танталовий контейнер-корзину та фіксували в вакуумному пристрої для подальшого високотемпературного впливу. Оціночні розрахунки, виконані з урахуванням реальної геометрії пристрою, показали, що для проведення синтезу високотемпературних сполук при температурах до 3000 С при площі поверхні контейнера 3...5 см² і ефективності відбиття інфрачервоних дзеркал на рівні 40 % (частка енергії, що повертається) розрядний струм має перевищувати величину 2 А при напрузі 150 В і більше. Конструкція пристрою передбачає можливість використання двох режимів напуску газу: безпосередньо у вакуумну камеру або в область термокатоду. Попередні експерименти з оптимізації робочого режиму пристрою показали, що робочий тиск при напуску робочого газу в камеру треба підтримувати на рівні величини $1,2 \cdot 10^{-3}$ Тор, а при напуску в область термокатоду – $3,5 \cdot 10^{-4}$ Тор. Напруженість магнітного поля у максимумі в обох випадках напуску газу має становити величину 450 Е. Відстань від контейнера до вихідного отвору плазмового джерела не має перевищувати 20 см. Забезпечення

робочого режиму починали з процесу збудження магнітного поля, для чого через відповідний блок живлення подавали струм 15 А, який відповідав напруженості магнітного поля максимум на рівні 450 Е.

Наступним кроком було розігрівання термокатода, яке реалізовували при прямому пропусканні струму через нього внаслідок вивільнення теплоти Джоуля. В процесі розігрівання катода враховували зміну електричного опору катода зі зростанням його температури і відповідною зміною кількості вивільненої теплоти, а також поступове зростання витрат енергії на випромінювання та емісію з катода. Оскільки струм емісії термокатода визначається його температурою (тобто відповідним струмом через катод) для запобігання перегорянню вольфрамового дроту катода електричні параметри розряду також збільшували поступово, починаючи зі стартової розрядної напруги у 100 В. Струм через катод поступово збільшували до утворення початкового стабільного струму розряду. В подальшому продовжували повільно збільшувати струм розжарювання катода до досягнення необхідного розрядного струму на рівні 0,5...1 А. При цьому струм розжарювання становив 35...37 А. Продовжуючи збільшення струму розжарювання катода, струм розряду доводили до рівня 2 А, а розрядну напругу тримали на рівні 200 В. Після досягнення стабільного режиму плазмового струменя подавали електроживлення на контейнер. В процесі розігрівання зразка напруга на контейнері становила 1 кВ, а струм сягав 100 мА.

Після досягнення температури, за якої починалось інтенсивне виділення пари та газів, над контейнером утворювалась область іонної плазми, світіння якої можна було спостерігати та контролювати візуально (рис. 1). Світіння мало синій колір, що зумовлено відповідним іонним та елементним складом газоплазмового середовища. Тривалість високотемпературної витримки в експериментах складала 5 хв.

Після цього на тиглі вимикали розрядну напругу, плавно зменшували струм розжарювання до повного вимкнення, вимикали магнітне поле і перекривали потік робочого газу. Система витримувалась при

залишковому тиску 5 хв для охолодження зразка, після чого у герметизовану від насосів камеру напускали повітря та вилучали зразок.



Рис. 1. Зображення області світіння біля високотемпературного контейнеру в процесі інтенсивного енергетичного впливу

Структурно-фазовий стан зразків досліджували на електронному мікроскопі JEOL JSM-7001F SEM з отриманням зображень мікроструктури (рис. 2) і картографії (рис. 3), а також на рентгенівських дифрактометрах ДРОН-2.0 і ДРОН-4-07.

Для спрощення аналізу отримані зображення наведено в одному масштабі.

Отримані дані свідчать, що вихідні порошки оксидів цирконію та ітрію перемішані добре. Зони наявності цих елементів практично збігаються (рис. 3, а, б, в). На зламі спостерігаються виділення тільки оксиду танталу (рис. 3, г).

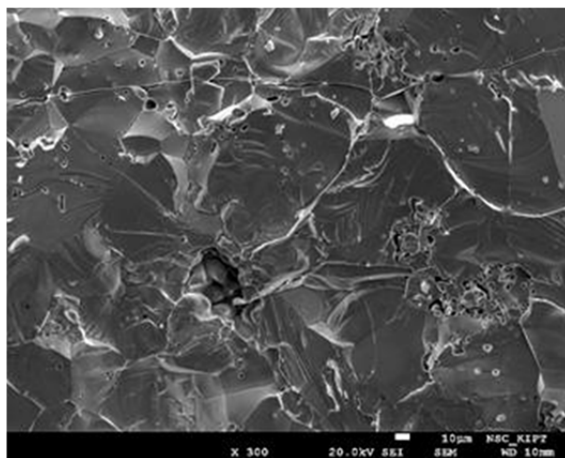


Рис. 2. Мікроструктура ділянки зламу зразка після плавлення, на якій аналізували елементний склад

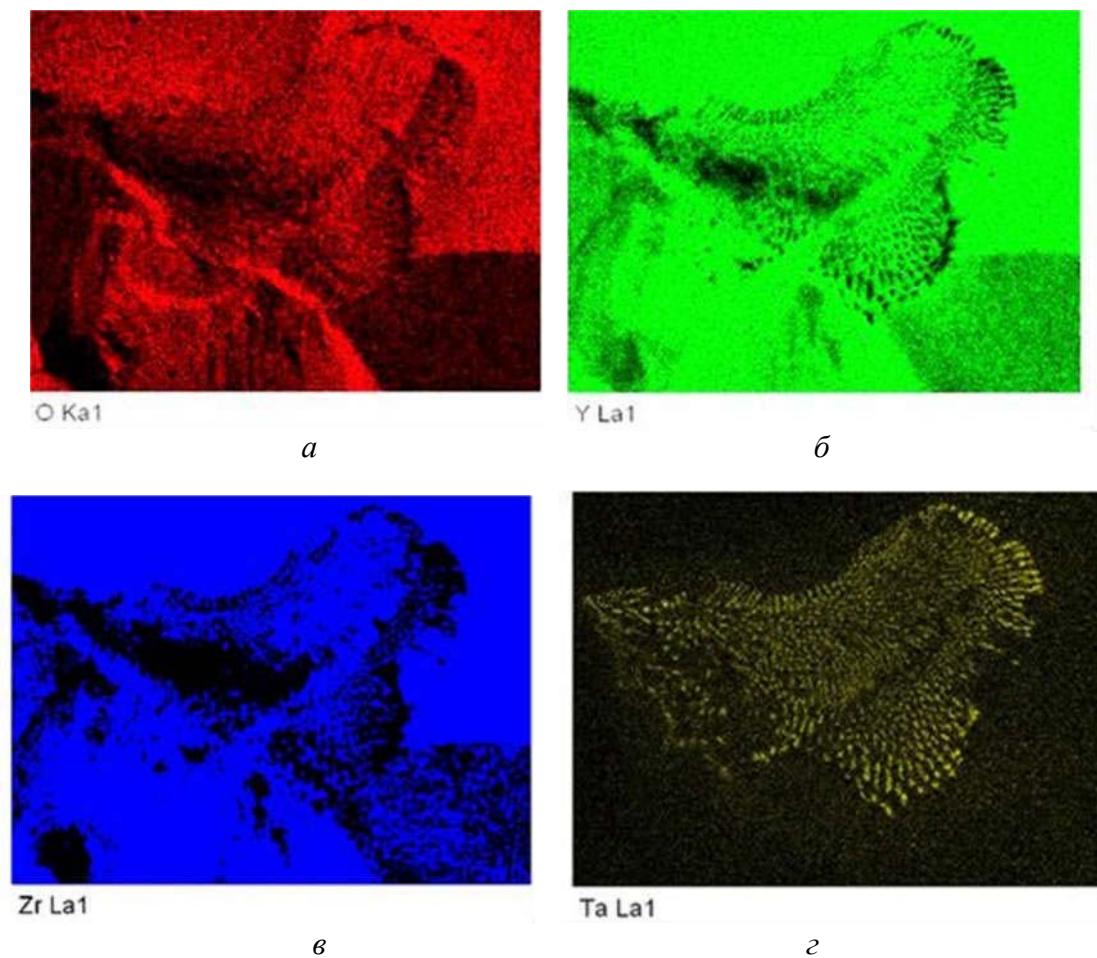


Рис. 3. Розподіл елементів по поверхні зламу зразка після плавлення:
a – кисень; *б* – ітрій; *в* – цирконій; *г* – тантал

Структуру отриманого сплаву подано в основному великими зернами 100 мкм, що є характерним для плавлених керамік (рис. 4),

хоча частину об'єму складають зерна меншого розміру.

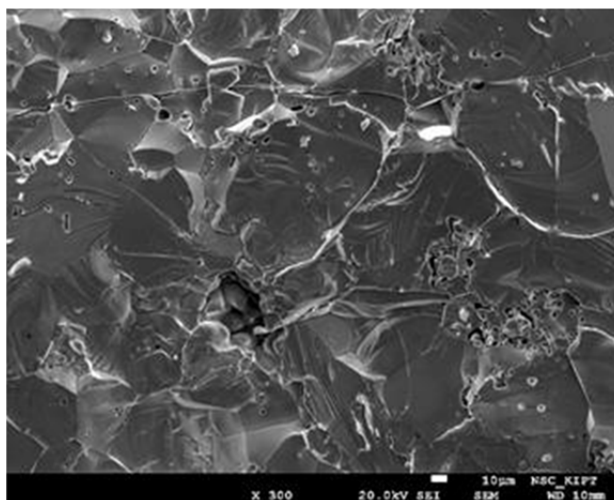


Рис. 4. Мікроструктура зламу плавленого зразка

При великих збільшеннях помітні виділення оксиду танталу, який не розчиняється в суміші оксидів при

кристалізації розплаву та в окремих ділянках виділяється у вигляді регулярно розподілених волокон (рис. 5).

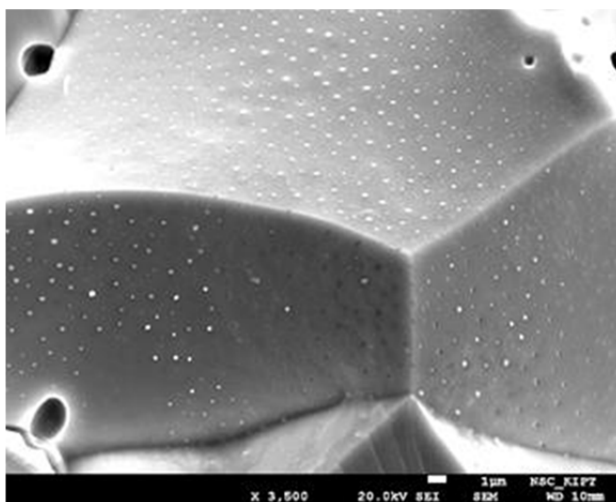


Рис. 5. Поверхня зламу плавеного зразка з виділеннями Ta_2O_5

Якісний фазовий аналіз проводився за даними картотеки міжнародної бази даних ICDDPDF-2. Кількісний фазовий аналіз зразків та визначення параметрів решітки фаз проводився за методом Ритвельда.

На дифрактограмі зразка (рис. 6) виявлено лінії двох фаз – флюориту $(Y, Zr) O_x$ та оксиду танталу (підкладинка). Параметр ґраток флюориту становить $a = 5,206 \text{ \AA}$.

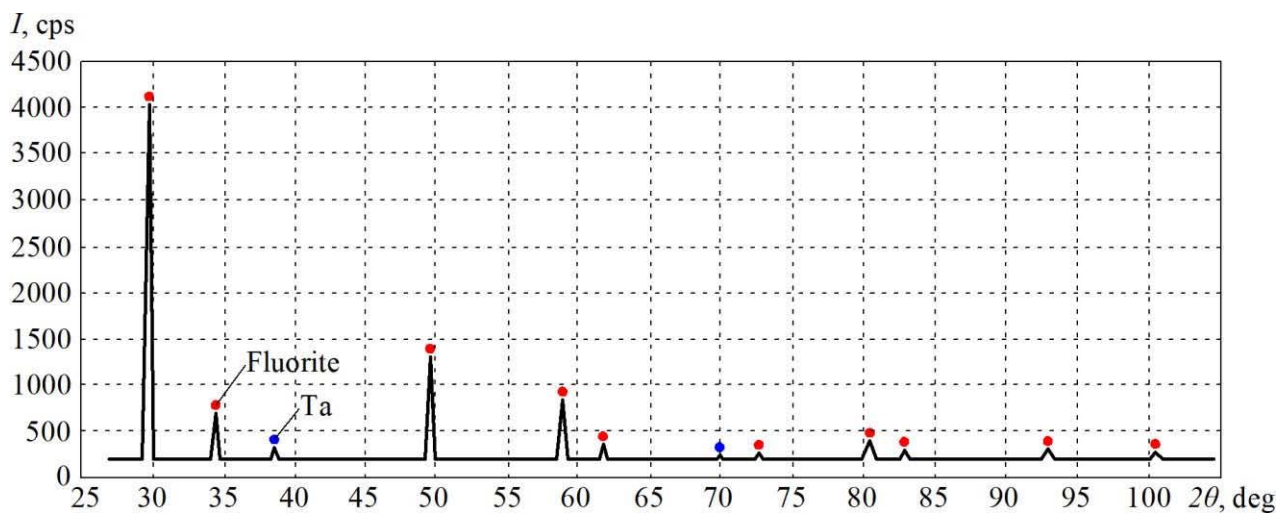


Рис. 6. Елемент дифрактограми плавеного зразка

За даними елементного аналізу (табл. 1) співвідношення оксидів Y і Zr в

сплаві приблизно відповідає вихідній суміші (в межах похибки приладу).

Таблиця 1

Розподіл елементів на поверхні зламу плавленого зразка

Елемент	Масовий %	Атомний %
O	26,85	67,95
Y	38,36	17,47
Zr	30,85	13,69
Ta	3,95	0,88

Додатковий відпал при 1200 °C протягом 7 год не призвів до утворення у спеках фази пірохлору. Зафіксовано лише дві

фази флюориту з параметрами ґраток 5,2 Å і 5,217 Å відповідно та фазу оксиду танталу (табл. 2, рис. 7).

Таблиця 2

Фазовий склад поверхні зламу плавленого зразка після додаткового відпалу

Фаза	Вміст, мас. %	Параметри ґраток, Å
Флюорит 1	48,6	5,2
Флюорит 2	30	5,217
β -Ta ₂ O ₅	21,4	a = 43,966; b = 3,889; c = 6,189

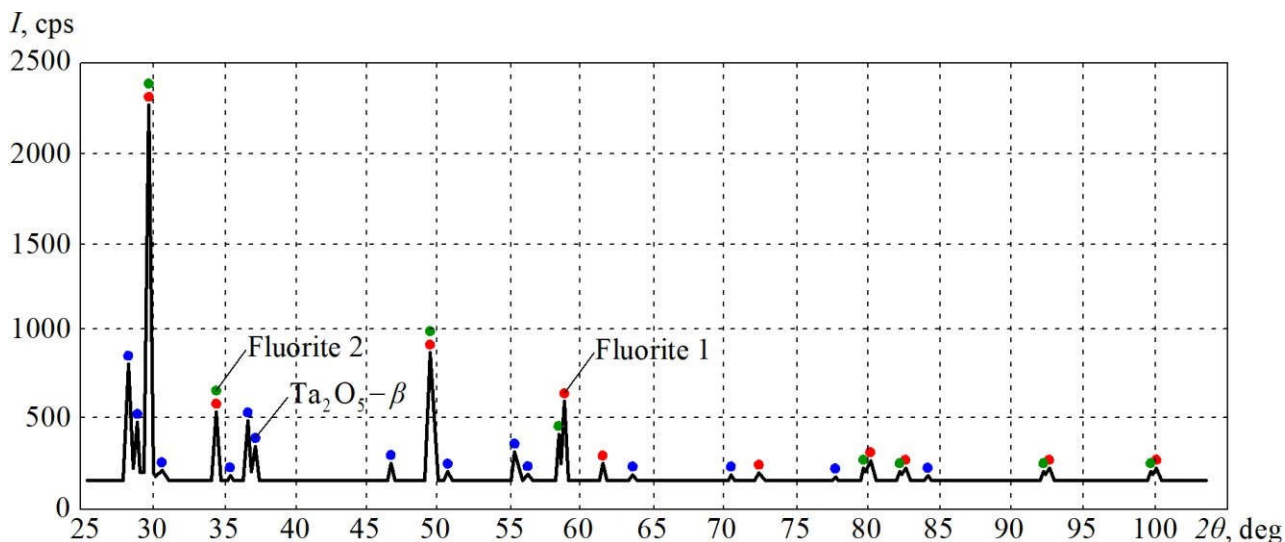


Рис. 7. Дифрактограма плавленого зразка після додаткового відпалу

Аналіз отриманих даних свідчить, що застосована технологія плавлення суміші оксидів призводить до формування флюоритних фаз. Фаза зі структурою пірохлору, формування якої є привабливішим через кращу структурну сумісність з Fe, не зафіксована у кінцевому

матеріалі навіть після додаткової термообробки. Причиною цього можуть бути кращі термодинамічні характеристики і стабільність флюоритних фаз, що утворюються з суміші випробуваного складу, у порівнянні з аналогічними

показниками пірохлорних фаз, синтез яких є потенційно можливим.

Можна припустити, що для синтезу фази пірохлору необхідно виконання низки умов, зокрема можна виділити такі:

– на основі аналізу фазових діаграм стану необхідно чітко визначити інтервал складів, де можливе існування пірохлорної фази, та відповідно до цих даних готувати суміші оксидів;

– гомогенізацію вихідної суміші оксидів необхідно проводити у високоенергетичному млинці, що сприятиме зменшенню температури і тривалості процесу синтезу складних оксидних сполук, втому числі з бажаною структурою пірохлору;

– технологію високоенергетичного термічного впливу на вихідну порошкову суміш необхідно удосконалити для суттєвого покращення контролю температури процесу;

– у технології високоенергетичного термічного впливу необхідно передбачення керованої зміни складу зразка внаслідок випаровування елементів, без чого неможливе коректне визначення вихідного складу сумішей.

Зазначимо, що виконання першої умови ускладнено реалізацією в експерименті сильно нерівноважних умов, які зазвичай призводять до дуже суттєвого спотворення традиційних рівноважних діаграм стану.

Друга умова, яка пропонує вже досить стандартну технологію механоактивованого

синтезу, є зрозумілою і такою, що може бути реалізована. Останні дві умови пов'язані з подальшим удосконаленням методики інтенсивного термічного впливу, що може бути виконаним при продовженні досліджень.

Висновки. Нагрівання суміші оксидів Y_2O_3 та ZrO_2 до 2915 С з подальшим оплавленням призводить до синтезу гомогенного складного потрійного оксиду зі структурою флюориту. Для досягнення стабільного режиму плазмового струменя треба подавати електроживлення на контейнер. Завдяки цьому в процесі розігрівання зразка напруга на контейнері становила 1 кВ, а струм сягав 100 мА.

Застосовано технологію плавлення суміші оксидів, яка призводить до формування флюоритних фаз. Фаза зі структурою пірохлору, формування якої є привабливішим через кращу структурну сумісність з Fe, не зафіксована у кінцевому матеріалі навіть після додаткової термообробки. Встановлено, що додатковий відпал плавлених зразків при температурі 1200 С протягом 7 год в повітрі не призводить до утворення інших фаз, зокрема зі структурою пірохлору. На відміну від низькотемпературних методів синтезу складних сполук після оплавлення за випробуваною технологією у зразків зафіксовано чисту фазу флюориту без домішок вихідних оксидів.

Список використаних джерел

1. Shi W.-Q., Yuan L.-Y., Li Z.-J., Lan J.-H. Nanomaterials and nanotechnologies in nuclear energy chemistry. *Radiochimica Acta*. 2014. Vol. 100. P. 727–736.
2. Vityaz P. A., Svidunovich N. A., Kuiz D. V. Nanomaterials science: textbook. *Manual*. 2015. 387 p.
3. Voevodin V. N., Neklyudov I. M. Evolution of the structural-phase state and radiation resistance of structural materials. *Naukova Dumka*. 2006. 376 p.
4. Kalin B. A., Platonov P. A., Chernov I. I., Shtrombach Ya. I. Physical materials science: textbook for universities. In 6 volumes. *Volume 6. Part 1. Structural materials of nuclear technology. МЕРPhI*. 2008. 672 p.
5. Bai X.-M. Efficient Annealing of Radiation Damage Near Grain Boundaries via Interstitial Emission. *Science Mag*. 32010. Vol. 27. P. 1631–1634.

6. Allen G. B., Kerr M. Measurement and modeling of strain fields in zirconium hydrides precipitated at a stress concentration. *J. Nucl. Mater.* 2012. Vol. 430. P. 27–36.
7. Yurechko M., Schroer C. Creep-to-rupture of 12Cr- and 14Cr-ODS steels in oxygen-controlled lead and air at 650 °C. *J. Nucl. Mater.* 2014. Vol. 450. P. 88–98.
8. Skuratov V. A., Sohatsky A. S., O'Connell J. H. Swift heavy ion tracks in $Y_2Ti_2O_7$ nanoparticles in EP450 ODS steel. *J. Nucl. Mater.* 2015. Vol. 456. P. 111–114.
9. Gill J. K., Pandey O. P., Singh K. Role of sintering temperature on thermal, electrical and structural properties of $Y_2Ti_2O_7$ pyrochlores. *Int. J. Hydr. En.* 2011. Vol. 36. 14943.
10. Liu C., Yu C., Hashimoto N., Ohnuki S., Ando M., Shiba K., Jitsukaw S. Micro-structure and microhardness of ODS steels after ion irradiation. *J. Nucl. Mater.* 2011. Vol. 417. P. 270–273.
11. Yamashita S., Akasaka N., Ukai S., Ohnuki S. Microstructural development of a heavily neutronirradiated ODS ferritic steel (MA957) at elevated temperature. *J. Nucl. Mater.* 2007. P. 202–207.
12. Bryk V. V., Voevodin V. N., Matvienko B. V., Neklyudov I. M., Platonov P. V. Structural and phase changes in steel Kh16N15M3B upon irradiation with charged particles. *VANT. FRP and RM series.* 1983. Vol. 5 (28). P. 12–21.
13. Parshin A. M. Structural transformations and radiation swelling of alloys. *VANT. FRP and RM series.* 1980. Vol. 4. P. 20–29.
14. Bryk V. V., Voevodin V. N., Zelensky V. F., Neklyudov I. M., Parshin A. M. Point defect recombination enhanced as solid solution decomposer under irradiation. *Symposium on the effect of radiation on materials.* 1988. 125 p.
15. Litovchenko S. High-temperature silicides: properties and application. *East Eur. J. Phys.* 2016. Vol. 3, No. 3. P. 4–24.
16. Litovchenko S. V., Chishkala V. A., Burkovskaya V. V. Influence of consolidation conditions on thermophysical properties of silicides of refractory metals. *Bulletin of the National Technical University "KhPI". Topic. issue "Chemistry, Chemical Technology and Ecology".* 2013. Vol. 64 (1037). P. 84–92.
17. Gevorkyan E., Nerubatskyi V., Gutsalenko Yu., Melnik O., Voloshyna L. Examination of patterns in obtaining porous structures from submicron aluminum oxide powder and its mixtures. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies.* 2020. Vol. 6, No. 108. P. 41–49. DOI: 10.15587/1729-4061.2020.216733.
18. Gevorkyan E. S., Rucki M., Kagramanyan A. A., Nerubatskiy V. P. Composite material for instrumental applications based on micro powder Al_2O_3 with additives nano-powder SiC. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials.* 2019. Vol. 82. P. 336–339. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.05.010.
19. Azarenkov N. A., Litovchenko S. V., Beresnev V. M., Chishkala V. A., Veliev Yu. I. Condensation of silicide films from pure components. *VANT. Series: Vacuum, pure materials, superconductors (20).* 2014. Vol. 1, No. 89. P. 180–183.
20. Chyshkala V. O., Lytovchenko S. V., Gevorkyan E. S., Nerubatskyi V. P., Morozova O. M. Structural phase processes in multicomponent metal ceramic oxide materials based on the system Y–Ti–Zr–O (Y_2O_3 – TiO_2 – ZrO_2). *SWorldJournal.* 2021. Issue 7. Part 1. P. 17–32. DOI: 10.30888/2663-5712.2021-07-01-008.
21. Gevorkyan E. S., Nerubatskyi V. P., Gutsalenko Yu. H., Morozova O. M. Some features of ceramic foam filters energy efficient technologies development. *Modern engineering and innovative technologies.* 2020. Issue 14. Part 1. P. 46–60. DOI: 10.30890/2567-5273.2020-14-01-014.
22. Pogrebnjak A. D., Azarenkov N. A., Beresnev V. M., Lytovchenko S. V. Manufacturing Nano-structures. Chapter 11. Influence of deposition parameters on the structure and properties of

nitride coatings. *University of Central Lancashire (UK), One Central Press (OCP)*. 2014. P. 294–317.

23. Геворкян Е. С., Нерубацький В. П. Моделювання процесу гарячого пресування Al_2O_3 при прямому пропусканні змінного електричного струму з частотою 50 Гц. *Зб. наук. праць*. Харків: УкрДАЗТ, 2009. Вип. 110. С. 45–52.

24. Геворкян Е. С., Нерубацький В. П. До питання отримання тонкодисперсних структур з нанопорошків оксиду алюмінію. *Зб. наук. праць*. Харків: УкрДАЗТ, 2009. Вип. 111. С. 151–167.

25. Геворкян Э. С., Нерубацкий В. П., Мельник О. М. Горячее прессование нанопорошков состава $ZrO_2-5\%Y_2O_3$. *Зб. наук. праць*. Харків: УкрДАЗТ, 2010. Вип. 119. С. 106–110.

26. Gevorkyan E., Rucki M., Sałaciński T., Siemiątkowski Z., Nerubatskyi V., Kucharczyk W., Chrzanowski Ja., Gutsalenko Yu., Nejman M. Feasibility of cobalt-free nanostructured WC cutting inserts for machining of a TiC/Fe composite. *Materials*. 2021. Vol. 14, Issue 12. DOI: 10.3390/ma14123432.

Чишкала Володимир Олексійович, канд. техн. наук, доцент кафедри матеріалів реакторобудування та фізичних технологій Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна. Тел.: +38 (097) 242-05-56. E-mail: vchishkala@ukr.net. ORCID iD: 0000-0002-8634-4212.

Литовченко Сергій Володимирович, д-р техн. наук, професор кафедри матеріалів реакторобудування та фізичних технологій Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна. Тел.: +38 (050) 694-33-21. E-mail: s.lytovchenko@karazin.ua. ORCID iD: 0000-0002-3292-5468.

Геворкян Едвін Спартакович, д-р техн. наук, професор кафедри інженерії вагонів та якості продукції Українського державного університету залізничного транспорту. Тел.: +38 (050) 596-32-16. E-mail: edsgev@gmail.com. ORCID iD: 0000-0003-0521-3577.

Нерубацький Володимир Павлович, канд. техн. наук, доцент кафедри електроенергетики, електротехніки та електромеханіки Українського державного університету залізничного транспорту. Тел.: +38 (057) 730-10-76. E-mail: NVP9@i.ua. ORCID iD: 0000-0002-4309-601X.

Морозова Оксана Миколаївна, аспірантка кафедри інженерії вагонів та якості продукції Українського державного університету залізничного транспорту. Тел.: +38 (097) 170-62-95. E-mail: oksanabakan2012@gmail.com. ORCID iD: 0000-0001-7397-2861.

Chyshkala Volodymyr Oleksiyovych, PhD (Tech.), Associate Professor, Department of Reactor Construction Materials and Physical Technologies, V. N. Karazin Kharkiv National University. Tel.: +38 (097) 242-05-56. E-mail: vchishkala@ukr.net. ORCID iD: 0000-0002-8634-4212.

Lytovchenko Serhii Volodymyrovych, Dr. Sc. (Tech.), Professor, Department of Reactor Construction Materials and Physical Technologies, V. N. Karazin Kharkiv National University. Tel.: +38 (050) 694-33-21. E-mail: s.lytovchenko@karazin.ua. ORCID iD: 0000-0002-3292-5468.

Gevorkyan Edwin Spartakovich, Dr. Sc. (Tech.), Professor, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (050) 596-32-16. E-mail: edsgev@gmail.com. ORCID iD: 0000-0003-0521-3577.

Nerubatskyi Volodymyr Pavlovych, PhD (Tech.), Associate Professor, Department of Electrical Energetics, Electrical Engineering and Electromechanics, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (057) 730-10-76. E-mail: NVP9@i.ua. ORCID iD: 0000-0002-4309-601X.

Morozova Oksana Mykolaivna, Postgraduate, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (097) 170-62-95. E-mail: oksanabakan2012@gmail.com. ORCID iD: 0000-0001-7397-2861.

Статтю прийнято 22.04.2021 р.