

Я.В. Герасимов

Інститут сцинтиляційних матеріалів НАН України, Харків

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ КРИСТАЛІВ СКЛАДНИХ ОКСИДІВ ДЛЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ З РЕЄСТРАЦІЇ МЮОН-ЕЛЕКТРОННОЇ КОНВЕРСІЇ В ФІЗИЦІ ВИСОКИХ ЕНЕРГІЙ



Запропоновано технологічні прийоми для отримання якісних великогабаритних сцинтиляційних кристалів на основі силікатів рідкісноземельних елементів. Розроблено спосіб наплавлення іридієвих тиглів за рахунок використання евтектичної суміші замість фази того чи іншого оксиортосилікату.

Ключові слова: великогабаритний монокристал, метод Чохральського, сцинтилятор, люмінесценція.

Розробці технологій отримання великогабаритних сцинтиляційних кристалів сьогодні присвячено багато досліджень [1–3], оскільки практичне застосування цих кристалів в деяких випадках лімітується розмірами монокристалічних буль, які б дозволяли з найбільшою ефективністю реєструвати ті чи інші види іонізуючого випромінювання. Наприклад, в експерименті $Mu2e$ планується використання калориметра, який буде складатися зі сцинтиляційних елементів, виготовлених з кристалів оксиортосилікату лютецію-ітрію $((Lu_x Y_{1-x})_2 SiO_5 : Ce)$ великих розмірів ($30 \times 30 \times 110 \text{ мм}^3$) [4]. Ці елементи входять до складу чотирьох детектуючих лінійок, в кожній з яких буде 11 рядків по 44 сцинтиляційних елемента (рис. 1).

Активовані церієм кристали на основі складних оксидів завдяки високій щільності та ефективному атомному номеру, хімічній стабільності та негігроскопічності, швидкому наносекундному загасанню люмінесценції, значному

світловому виходу та радіаційній стійкості є одними з найбільш перспективних класів сцинтиляторів для використання як детекторів елементарних частинок в експериментах з фізики високих енергій, наприклад, таких, як $Mu2e$, COMET та ін. [5, 6]. Кристали оксиортосилікатів рідкісноземельних елементів, активовані церієм, можуть цілком відповідати вимогам проєктів з пошуку процесів конверсії мюонів в електрони, а саме мати енергетичне розділення 1 % при 105 MeV та час загасання менше 100 нс [5]. Важливо приділити особливу увагу змішаним сцинтиляційним кристалом, бо вони за деякими характеристиками (наприклад, світловим виходом) перевершують кристали, які входять до їх складу, або в них мінімізуються чи навіть усуваються недоліки, що мають складові цих змішаних кристалів. Наприклад, у відповідності з [7, 8] світловий вихід в Се-активованому змішаному лютецій-ітрію-алюмінієвому перовскіті $(Lu_x Y_{1-x} AlO_3 : Ce)$ збільшується приблизно вдвічі в порівнянні з ітрію-алюмінієвим перовскітом $(YAlO_3 : Ce)$ і лютецій-алюмінієвим

перовскітом ($\text{LuAlO}_3:\text{Ce}$). Схожі явища нещодавно спостерігалися для лютецій-гадоліній-алюміній-галієвого гранату $(\text{Lu}_{1-y}\text{Gd}_y)_3(\text{Al}_{1-x}\text{Ga}_x)_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$ [9]. Успішним прикладом інженерії змішаних кристалів рідкісноземельних ортосилікатів є ортосилікат лютецію-ітрійю, що демонструє покращення енергетичного розділення та певне покращення світлового виходу у порівнянні з оксиортосилікатом лютецію $(\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce})$ [10, 11].

У роботі запропоновано прийоми для отримання великогабаритних кристалів оксиортосилікатів лютецію-гадолінію $((\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce})$, ітрію $(\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce})$ і лютецію-ітрію $((\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce})$. Для вирощування об'ємних кристалів оксиортосилікатів було обрано метод Чохральського. Даний метод часто застосовують для вирощування оксидних кристалів, що плавляться конгруентно, в тому числі силікатів.

Процес отримання кристалів можна представити у вигляді кількох етапів:

- 1) приготування початкової сировини;
- 2) наповнення тиглів сировиною;
- 3) вирощування кристалів;
- 4) тестування кристалів.

ПРИГОТУВАННЯ ПОЧАТКОВОЇ СИРОВИНИ

Приготування шихти для вирощування кристалів силікатів РЗЕ, активованих іонами церію, здійснювалося методом твердофазного синтезу. Для приготування шихти застосовувалися такі вихідні оксиди: Gd_2O_3 (4N), SiO_2 (5N), CeO_2 (4N), Y_2O_3 (4N), Lu_2O_3 (4N). На першому етапі синтезу шихти твердофазним методом в омичній печі проводилося прожарювання початкових компонентів при температурі 300°C (оксид кремнію) та 1100°C (рідкісноземельні оксиди) з метою видалення абсорбованих волог та CO_2 . Компоненти зважувалися та змішувалися в стехіометричному співвідношенні. Потім суміш завантажувалась у платиновий човник та відпалювалася протягом 8 год при температурі 1200°C до утворення фази того чи іншого силікату РЗЕ.

РОЗРОБКА МЕТОДІВ НАПЛАВЛЕННЯ ТИГЛІВ СИРОВИНОЮ

Вирощування кристалів методом Чохральського передбачає використання тиглів, а рівень розплаву в тиглі має бути на 5–10 мм нижче верхньої кромки тигля (в залежності від розміру тигля). Це пов'язано з тим, що такий рівень розплаву в тиглі забезпечує візуальний контроль за процесом затравлення, а також дозволяє створити розподіл теплових полів, який би забезпечував стабільне зростання кристала на початковій стадії процесу вирощування. Шихта для вирощування оксидних кристалів має низьку насипну щільність, тому наплавлення тигля перед вирощуванням кристала включає в себе поетапне завантаження тигля сировиною, що передбачає повторення циклу «завантаження шихти до тигля – розплавлення шихти – охолодження тигля з сировиною» до одержання необхідного рівня розплаву у тиглі. Багаторазово повторюване охолодження тиглів призводить до їх руйнації, пов'язаної з рекристалізацією матеріалу тигля та його механічною деформацією з утворенням тріщин у стінках та на дні через

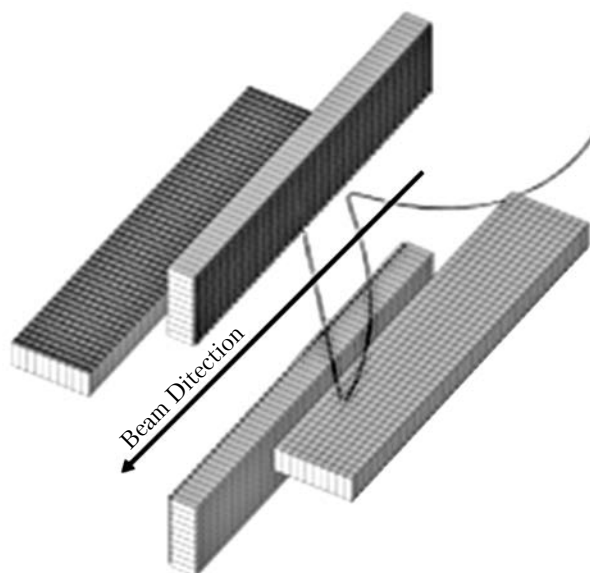


Рис. 1. Детектуючі лінійки калориметра для експерименту Mu2e [4]

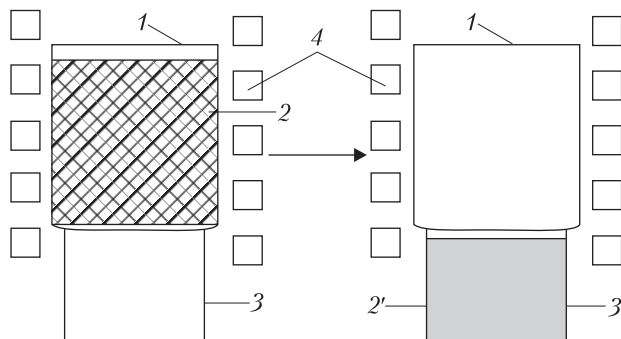


Рис. 2. Схематичне зображення процесу наплавлення тигля: 1 – бункер, 2 – шихта, 2' – плав, 3 – тигель, 4 – індуктор

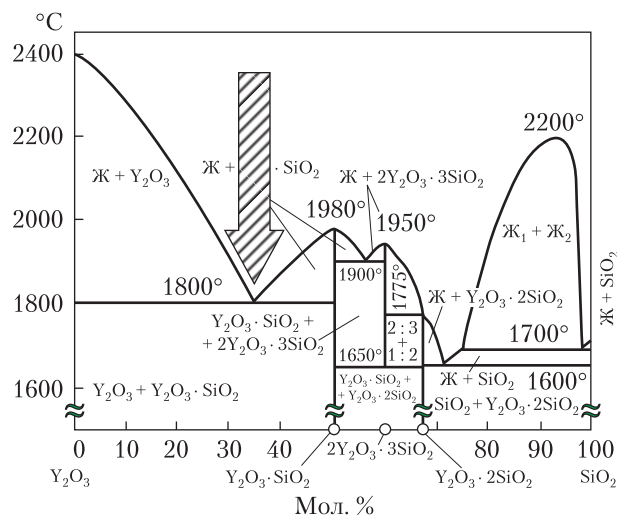


Рис. 3. Фазова діаграма системи $Y_2O_3 - SiO_2$ [13]

утворення газових порожнин в закристалізованому розплаві та різницю коефіцієнтів теплового розширення матеріалів тигля та сировини. Для усунення зазначених проблем застосовувалися 2 способи наплавлення тиглів сировиною. За одним з них шихта наплавлялася в тигель за допомогою бункера з воронкою. Бункер, у якому синтезувалася шихта, розміщувався над тиглем в індукторі установки. При нагріванні в аргоні шихта плавилася в бункері і розплав витікав та заповнював тигель (рис. 2). Таким чином відбувався процес наплавлення за один цикл.

Проте методика, яка добре спрацювала при наплавленні тиглів шихтою масою до 1 кг, виявилася неприйнятною при наплавленні шихтою великих тиглів з масою загрузки до 3 кг. В умовах обмеженого об'єму ростової камери проблемним є рівномірне розігрівання всього об'єму бункера з шихтою до температури плавлення, при цьому перегрівання окремих частин теплового вузла є неприпустимим. На практиці спроби наплавлення призводили до перегріву окремих частин іридієвого бункера, що викликало небезпеку розплавлення іридію. Водночас нижня частина бункера, що знаходиться біля тигля, розміщеного у холодній зоні, недостатньо прогрівалася. В результаті виникав корок, через який витікання розплаву до тигля ставало неможливим. Як наслідок маємо недовгий термін служби бункера, виготовленого з коштовного іридію, що призводить до збільшення собівартості готової продукції.

Для вирішення цієї проблеми було запропоновано новий спосіб наплавлення початкової сировини [12]. У цьому способі використовувалася така ж схема, яка наведена на рис. 2, але склад сировини, що наплавлюється, був дещо інший. До бункера завантажувалася вихідна сировина із нестехіометричним співвідношенням вихідних компонентів, а саме з надлишком оксиду рідкісноземельного елемента відносно стехіометричного співвідношення. Склад сировини відповідав точці евтектики (рис. 3, *стрілка*), температура плавлення в цій точці на $200\text{ }^\circ\text{C}$ нижча від температури плавлення фази оксиортосилікату, що і забезпечувало наплавлення тиглів без перешкод. Для отримання фази оксиортосилікату перед наплавленням безпосередньо до тигля додавали суміш вихідних оксидів із таким співвідношенням, щоб після наплавлення в тиглі утворювалася сполука оксиортосилікату.

Зазвичай до бункера завантажувалося 90–95 мас. % евтектичної сировини, а до тигля — 5–10 мас. % від загальної маси, необхідної для завантаження тигля для подальшого вирощування кристала.

Таким чином, запропонований метод забезпечував проведення процесу наплавлення із значним зменшенням енерговитрат та часу на одержання оксидних монокристалів за рахунок зниження температури плавлення сировини на 150–200 °С відносно відповідного оксидного кристала. Крім того, значно подовжувався термін роботи тиглів та бункера з коштовних металів, що призводило до зниження собівартості готової продукції.

ВИРОЩУВАННЯ КРИСТАЛІВ

Технологічний процес вирощування проводився в установці індукційного нагрівання «Оксид-II». Для вирощування кристалів методом Чохральського іридієвий тигель діаметром 90 мм і висотою 90 мм з плавом, що має відповідний склад, розташовувався в центрі водоохолоджуваного індуктора та ізолювався двома шарами цирконієвої кераміки та третім шаром алундової кераміки (рис. 4).

Для створення необхідного теплового поля застосовувалася іридієва діафрагма, розташована над тиглем. Положення діафрагми відповідно кромки тигля та кромки тигля відповідно верхнього витка індуктора підбиралося експериментально. Було визначено, що оптимальним є положення діафрагми 5 мм над тиглем, а положення тигля відносно верхнього витка індуктора — 5 мм, при цьому рівень розплаву мав бути нижчим на 10 мм від кромки тигля. Недотримання цих умов призводило до нестабільного процесу вирощування та до отримання неякісних кристалічних зливків (рис. 5).

Перед початком нагрівання роста камера відкачувалася та заповнювалася до атмосферного тиску аргонем чистотою 99,987 %. Процес нагрівання відбувався в автоматичному режимі, поява розплаву контролювалася візуально через технологічні отвори камери та в керамічній теплоізоляції. Після проведення технологічних операцій з розплавом відбувався процес затравлення та вирощування кристалів в автоматичному режимі за заданою програмою. Швидкість вирощування кристала на різних

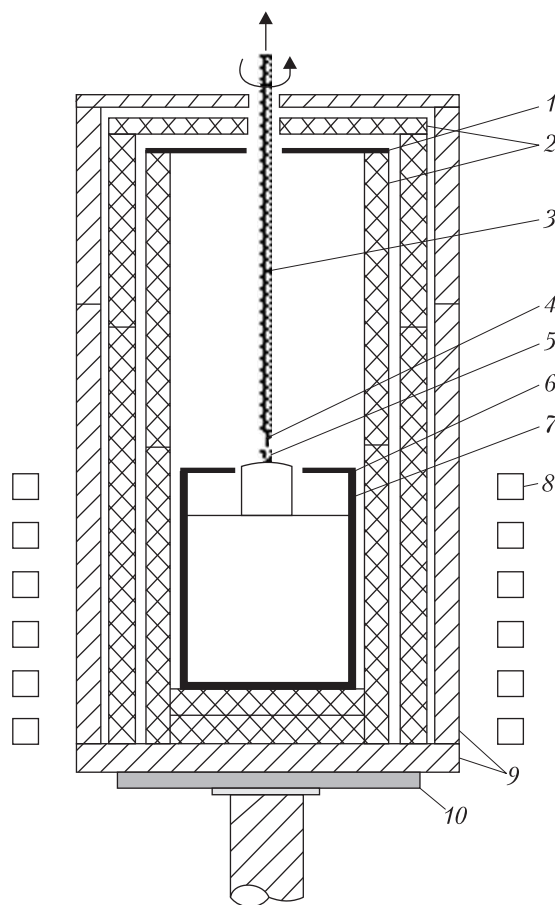


Рис. 4. Конструкція теплового вузла для отримання великогабаритних кристалів силікатів РЗЕ: 1 – Pt кришки, 2 – цирконієва кераміка, 3 – шток, 4 – затравка, 5 – кристал, 6 – Іг діафрагма, 7 – Іг тигель, 8 – індуктор, 9 – алундова кераміка, 10 – п’єдестал

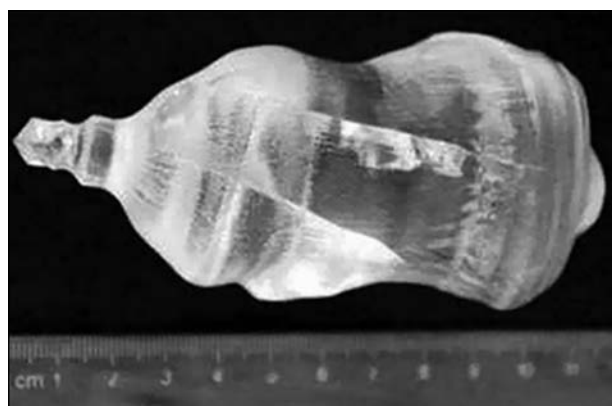


Рис. 5. Кристал $\text{LYSO}:\text{Ce}$, вирощений у тепловому вузлі неоптимальної конфігурації

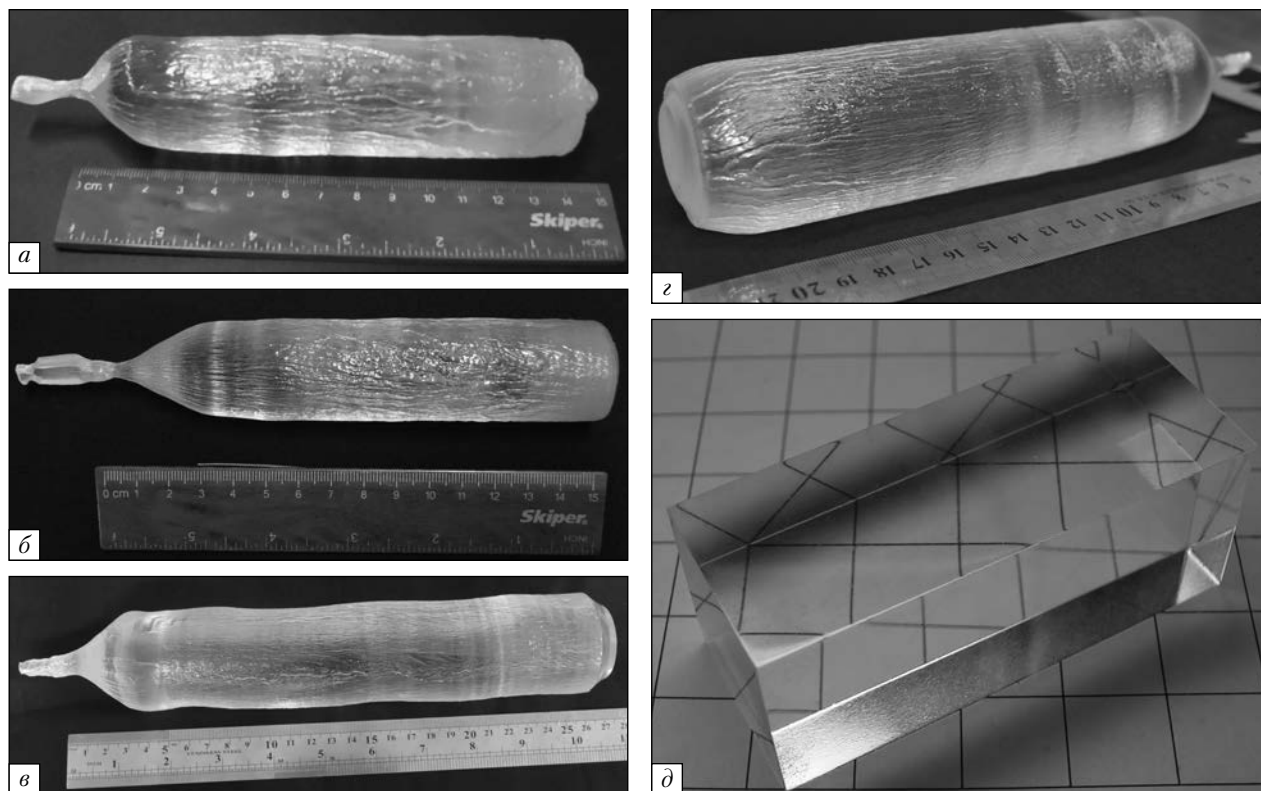


Рис. 6. Отримані кристали: *a* – $(\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$; *б* – $(\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$; *в, з* – $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$; *д* – елемент $(\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$

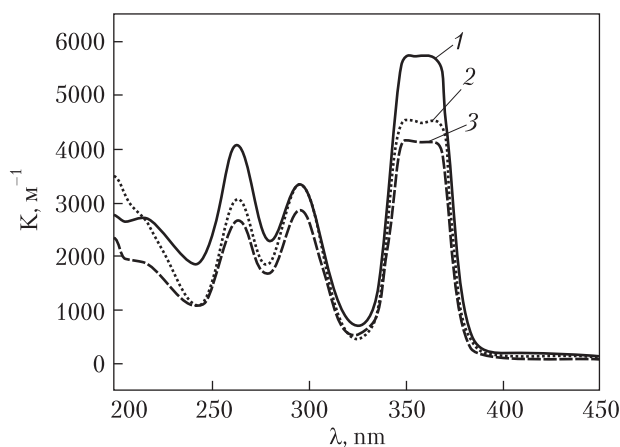


Рис. 7. Спектри поглинання зразків: $(\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ (1), $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ (2) в порівнянні з $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ (3)

етапах складала 1–3 мм/год, а швидкість обертання – 30–35 об./хв. Стабільність діаметра вирощуваного кристала забезпечувалася регулятором діаметра з пропорційно-інтегра-

льно-диференціальним законом регулювання за показаннями струнного датчика ваги. Відрив кристала від розплаву відбувався за допомогою прискореного переміщення штоку зі швидкістю 60 мм/год на 20 мм угору. Факт відриву кристала від розплаву контролювався за показаннями датчика ваги, а критерієм відриву була незмінність значення ваги кристалічної булі на протязі 10 хв після відриву. Процес охолодження кристала відбувався за один етап, і температура знижувалася до кімнатної впродовж 40–60 год. Післяростове відпалення кристалів відбувалося в інертній атмосфері при температурі 1500 °С.

Відомо, що кристали $(\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ схильні до розтріскування в процесі післяростового охолодження. Це пов'язано з термопружними напруженнями, які виникають при нерівномірному охолодженні кристалічної булі. Тобто для уникнення розтріскування криста-

лічної булі ($\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ необхідно створювати умови, за яких не було б зовсім градієнта температури за довжиною булі при її охолодженні, чи цей градієнт був би дуже малий. Для цього використовувався додатковий омичний платиновий нагрівач, що розташовувався у верхній частині кристалізаційного вузла над тиглем. Використання цього активного елемента вузла дозволило знизити градієнт температур за довжиною кристалічної булі в процесі післяростового відпалу.

Отже, методом Чохральського були отримані великогабаритні кристали ($\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ діаметром 35 мм та довжиною циліндричної частини до 150 мм, а також кристали $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ та ($\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ діаметром 45 мм та довжиною до 250 мм (рис. 6). Кристали не мали тріщин та великих включень.

ТЕСТУВАННЯ ОТРИМАНИХ КРИСТАЛІВ

Спектри поглинання вимірювалися за допомогою спектрофотометра «Specord 40» (Analytik Jena AG) з діапазоном вимірювання 190–1100 нм. Спектри поглинання вирощених кристалів ($\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ та $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ у порівнянні з кристалом $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ наведені на рис. 7. У діапазоні 200–375 нм у всіх досліджених кристалах спостерігаються смуги, що відповідають $4f-5d$ –переходам в іонах Ce^{3+} .

Спектри люмінесценції при рентгеновському збудженні кристалів складаються з двох смуг з максимумами 410 та 430 нм, що відповідають випромінювальним $5d-4f$ –переходам іонів Ce^{3+} , які знаходяться в двох нееквівалентних позиціях в кристалічній ґратці. Спектри ($\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$, ($\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ і $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ дуже подібні між собою, єдиною відмінністю є більш інтенсивне довгохвильове плече в спектрах ($\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$, викликане більш інтенсивним перепоглинанням короткохвильового краю та/або перерозподілом іонів у кристалічній ґратці ($\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ на користь поліедрів CeO_6 з більш довгохвильовою люмінесценцією (рис. 8).

Світловий вихід та енергетична роздільна здатність зразків при збудженні гамма-квантами

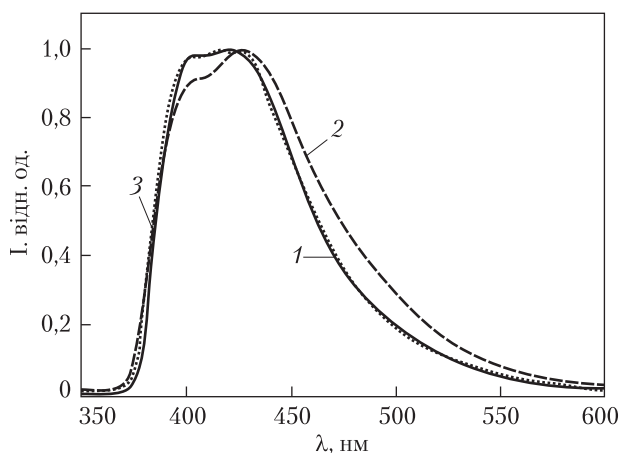


Рис. 8. Спектри люмінесценції при рентгеновському збудженні зразків: 1 – $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$; 2 – $(\text{Lu}_x\text{Gd}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$; 3 – $(\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$

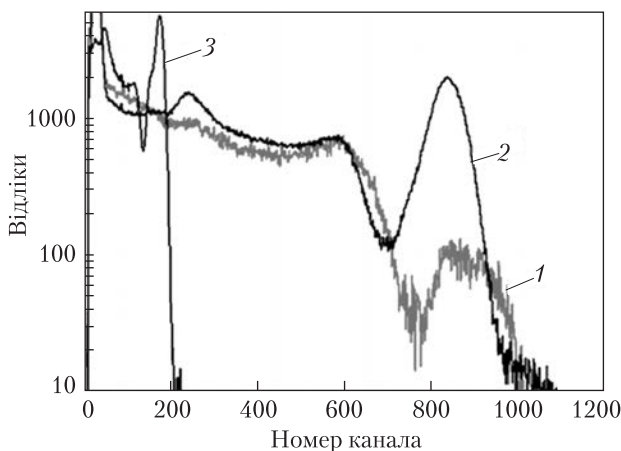


Рис. 9. Амплітудні спектри кристалів $\text{Y}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ (1) та $(\text{Lu}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ (2) в порівнянні з кристалом $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ (3) при збудженні ^{137}Cs (662 KeV)

енергією 662 KeV джерела ^{137}Cs визначалися імпульсним методом на стандартній спектрометричній установці, що складається з передпідсилювача БУС2-946, лінійного підсилювача БУИ-3К та багатоканального амплітудного аналізатора АМА-3Ф. Для визначення абсолютного світлового виходу методом Монте-Карло моделювалися коефіцієнти узгодження спектра люмінесценції кристала та смуги чутливості фотоелектронного помножувача (ФЕП). Як фотоприймач використовувався ФЕП На-

matatsu R1307 з фотокатодом діаметром 3 дюйма. Для покращення світлозбирання вимірювані зразки та відкрита частина фотокатода вкривалися трьома шарами тефлонової стрічки.

Амплітудний спектр $Y_2SiO_5:Ce, (Lu_xY_{1-x})_2 \times SiO_5:Ce$ наведено на рис. 9. Положення піків практично ідентичне. Абсолютний світловий вихід для кристалів (коефіцієнт світлозбору 0,700 і коефіцієнт узгодження з ФЕП 0,903) $(Lu_xY_{1-x})_2SiO_5:Ce$ та $Y_2SiO_5:Ce$ складав 28 000 та 29 500 фот/МэВ відповідно. Енергетичне розділення $(Lu_xY_{1-x})_2SiO_5:Ce$ при збудженні гамма-квантами енергією 662 КеВ джерела ^{137}Cs становило 9,7 %. Для $Y_2SiO_5:Ce$ пік занадто розмитий для точного визначення його ширини на напіввисоті. Розділення $Y_2SiO_5:Ce$ можна оцінити приблизно в 15–20 %.

Час загасання при гамма-збудженні (662 КеВ) кристала $Y_2SiO_5:Ce$ становить 60 нс, що характерно для Се-вміщуючих скінтіляторів.

ВИСНОВКИ

В результаті виконання проекту одержано такі результати:

1. Отримані великогабаритні кристали $Y_2SiO_5:Ce, (Lu_xY_{1-x})_2SiO_5:Ce$ діаметром до 50 мм і довжиною до 250 мм. Вперше в світовій практиці отримані великогабаритні кристали $(Lu_xGd_{1-x})_2 \times SiO_5:Ce$ діаметром до 30 мм і довжиною до 150 мм.

2. Отримані кристали відповідають вимогам проектів з реєстрації мюон-електронної конверсії в фізиці високих енергій, а саме мають світловий вихід 28 000–30 000 фот/Мев (вимоги – не гірше 20 000 фот/Мев);

3. Набуті властивості дозволяють використовувати кристали $Y_2SiO_5:Ce, (Lu_xY_{1-x})_2SiO_5:Ce; (Lu_xGd_{1-x})_2SiO_5:Ce$ в приладах медичної діагностики (*позитивно-емісійна томографія, комп'ютерна томографія*), а також у системах для контролю за несанкціонованим переміщенням небезпечних речовин (*рентгенівські сканери*).

Робота виконана за підтримки Національної академії наук України в рамках науково-тех-

нічного проекту «Розробка технології отримання великогабаритних кристалів складних оксидів для експериментів з реєстрації мюон-електронної конверсії в фізиці високих енергій» та за підтримки проекту Державного фонду фундаментальних досліджень в рамках проекту Ф58-377 Проблемної ключової лабораторії фізики високих енергій.

Автор висловлює подяку співробітникам ІСМА НАНУ: Сідлецькому О.Ц., Бондарю В.Г., Волошиній О.В., Курцеву Д.О., Зеленській О.В. та Катрунову О.К. за допомогу в проведенні експериментів та підготовці статті до друку.

ЛІТЕРАТУРА

1. Arzakantsyan M., Ananyan N., Gevorgyan V., Chanteloup J.-C. Growth of large 90 mm diameter Yb:YAG single crystals with Bagdasarov method // Optical materials express. — 2012. — V. 2, № 9. — P. 1219–1225.
2. Kamada K., Yanagida T., Endo T. et al. Large size single crystal growth of $Lu_3Al_5O_{12}:Pr$ and their uniformity of scintillation properties // J. of Crystal Growth. — 2012. — V. 352, № 1. — P. 91–94.
3. Boatne L.A.r, Ramey J.O., Kolopus J.A. et al. Bridgman growth of large $SrI_2:Eu^{2+}$ single crystals: A high-performance scintillator for radiation detection applications // J. of Crystal Growth. — 2013. — V. 379. — P. 63–68.
4. The Mu2e Experiment. Ralf Ehrlich for the Mu2e Collaboration. — Режим доступу: <http://www.mpi-hd.mpg.de/BLV2013/pages/talks/Ehrlich.pdf>.
5. Mu2e Conceptual Design Report, 30 Nov 2012. — Режим доступу: <http://mu2e-docdb.fnal.gov/cgi-bin/RetrieveFile?docid=1169;filename=CDR%20Final%2027.pdf;version=16>.
6. COMET Experiment. — Режим доступу: <https://www.hep.ucl.ac.uk/muons/lfv/>.
7. Petrosyan A.G., Ovanesyan K.L., Shirinyan G.O. et al. Growth and light yield performance of dense Ce^{3+} -doped $(Lu,Y)AlO_3$ solid solution crystals. // J. of Crystal Growth. — 2000. — V. 211. — P. 252–256.
8. Belsky A.N., Auffray E, Lecoq P. et al. Progress in the development of $LuAlO_3$ -based scintillators // IEEE Transaction on Nuclear Science. — 2001. — V. 48. — P. 1095–1100.
9. Kamada K., Endo T., Tsutumi K. et al. Composition engineering in cerium-doped $(Lu,Gd)_3(Ga,Al)_5O_{12}$ single-crystal scintillators // Crystal Growth and Design. — 2011. — V. 11. — P. 4484–4490.
10. Chai B. Method of Enhancing performance of cerium doped lutetium yttrium orthosilicate crystals and crystals

- produced thereby // U.S. Patent 7,166,845 B1. January 23, 2007.
11. *Chen J., Zhang L, Zhu R.-Y.* Large size LYSO crystals for future high energy physics experiments // IEEE Transaction on Nuclear Science. — 2005. — V. 52, № 6. — P. 3133—3140.
 12. *Заявка на патент* України № а201313360 МПК9 С30В 15/00. Спосіб наплавлення тигля сировиною для вирощування високотемпературних оксидних монокристалів / Волошина О.В., Бондар В.Г., Курцев Д.О. та ін. Заявл. 18.11.2013.
 13. *Н.А. Торопов, И.А. Бондарь, А.Н. Лазарев и др.* Силикаты редкоземельных элементов и их аналоги // Л.: Наука, 1971. — С. 230.

Я.В. Герасимов

Институт сцинтилляционных материалов
НАН Украины, Харьков

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ
КРУПНОГАБАРИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ
СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ДЛЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ
ПО РЕГИСТРАЦИИ МЮОН-ЭЛЕКТРОННОЙ
КОНВЕРСИИ В ФИЗИКЕ ВЫСОКИХ ЭНЕРГИЙ

Предложены технологические подходы для получения
качественных крупногабаритных сцинтилляционных крис-

таллов на основе силикатов редкоземельных элементов. Разработан способ наплавления иридиевых тиглей за счет использования эвтектической смеси вместо фазы того или иного оксиортосиликата.

Ключевые слова: крупногабаритный монокристалл, метод Чохральского, сцинтиллятор, люминесценция.

Ya. Gerasymov

Institute for Scintillation Materials
NAS of Ukraine, Kharkiv

TECHNOLOGY FOR OBTAINING
LARGE SIZE COMPLEX OXIDE CRYSTALS
FOR EXPERIMENTS ON MUON-ELECTRON
CONVERSION REGISTRATION IN HIGH
ENERGY PHYSICS

Technological approaches for qualitative large size scintillation crystals growing based on rare-earth silicates are proposed. A method of iridium crucibles charging using eutectic phase instead of a oxyorthosilicate was developed.

Key words: large size single crystal, Czochralski method, scintillator, luminescence.

Стаття надійшла до редакції 18.06.14