

УДК 621.373.8

Номер держ. реєстрації 0118U004271

Інв. №

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Міжнародний центр «Інститут прикладної оптики»

04053, м. Київ, вул. Кудрявська, 10г
тел. (044) 272 2158, факс (044) 272 4812

ЗАТВЕРДЖУЮ

директор МЦ «ІПО» НАН України
д. ф.- м. н., проф. _____ Тараненко В.Б.

«___» грудня 2018 р.
М.П.

ЗВІТ

на виконання наукових досліджень за проектом Цільової комплексної програми НАН України з наукових космічних досліджень на 2018-2022 рр.
«Розробка компактних енергоефективних імпульсних лазерів на кераміці для лазерно-локаційних систем наземного та космічного базування»
Етап 1 «Розробка та створення лабораторного макету пікосекундного мікролазера»

за договором № 22 від 15.02.2018 р.

Науковий керівник
д.ф.-м.н., проф. _____

В.Б. Тараненко

Рукопис закінчено 19.12.2018 р.
Результати роботи розглянуто Науково-технічною радою
МЦ «Інститут прикладної оптики» НАН України,
протокол від 19.12.2018 р. № 12.

Київ – 2018

СПИСОК АВТОРІВ

Науковий д.ф.-м.н. В.Б. Тараненко

керівник

Відповідальний к.ф.-м.н. Р.А. Лимаренко

виконавець

Виконавці: д.т.н. Р.П. Явецький

м.н.с. І.О. Ворона

с.н.с. П.О. Батрак

м.н.с. О.П. Остроух

м.н.с. С.В. Фролов

РЕФЕРАТ

Звіт з НДР «Розробка компактних енергоефективних імпульсних лазерів на кераміці для лазерно-локаційних систем наземного та космічного базування»: 40 с., 29 рис., 2 табл., 19 джерел.

Розроблено та оптимізувано технологію синтезу високолегованої кераміки $YAG:R$ ($R=N^{d3+}, Yb^{3+}, Cr^{4+}$) для компактних енергоефективних імпульсних лазерів, а також уніфікувати технологічні режими виготовлення багат шарової кераміки, що має різний хімічний склад. Розроблений метод формування однорідної багат шарової лазерної кераміки забезпечить покращені функціональні характеристики лазерних систем.

Запропоновано методику відбудови розподілу пор за розмірами в об'ємі прозорої кераміки за експериментальними даними вимірювання розмірів пір на зрізі зразку. На прикладі керамік модельних складів 1-4 ат. % $Nd^{3+}:YAG$ проведено порівняння методики з відомими підходами, доведена можливість її застосування.

Побудовано 3Д-моделі розподілу пір в об'ємі для синтезованих зразків керамік 1-4 ат. % $Nd^{3+}:YAG$. Показано, що зі збільшенням вмісту іонів активатора оптична якість керамік дещо знижується, причому для зразків з $(Nd^{3+}) > 2$ ат. % спостерігається неоднорідний розподіл пір за об'ємом зразку та скупчення пір. Можливою причиною є неоптимізована концентрація домішки SiO_2 , яку використовували для зниження рівня механічних напружень у твердих розчинах $Nd^{3+}:YAG$. Зразки 1-4 ат. % $Nd^{3+}:YAG$ характеризуються коефіцієнтом лінійного оптичного пропускання $82 \div 80\%$ на довжині хвилі $\lambda = 1064$ нм й залишковою пористістю у діапазоні $8.86 \cdot 10^{-4} \div 1.12 \cdot 10^{-2}$ об. %.

Визначено вплив умов консолідації кераміки $Nd^{3+}:YAG$ – температури та тривалості ізотермічної витримки – на розміри та об'ємну частку залишкових пор. Показано, що видалення пор впродовж спікання супроводжується зростанням їх середнього розміру, обумовленим коалесценцією та більш

швидкою анігіляцією нано-розмірних пор. Підвищення температури спікання інтенсифікує процеси видалення залишкових пор з об'єму кераміки та забезпечує зменшення оптичних втрат. Показано, що за температур консолідації вище 1800°C оптична якість кераміки значно деградує внаслідок випадіння вторинної фази. На прикладі кераміки 4 ат.% Nd³⁺:YAG, консолідованої у різних температурно-часових умовах, встановлено лінійну кореляцію між об'ємною часткою залишкової пористості та лінійним коефіцієнтом оптичних втрат. Найнижчі значення пористості та коефіцієнта оптичних втрат спостерігаються у кераміці, консолідованої при температурі 1750°C протягом 12 годин ($V_{\text{пор.}}=1,6 \times 10^{-3}$ об. %, $\alpha=0,11$ см⁻¹ на довжині хвилі 1 мкм). За підсумком оптимізації умов отримання та складу, у кераміці YAG:Nd³⁺ досягнуто диференційну ефективність лазерної генерації 68%.

Створено лабораторний макет лазера з перспективним напівпровідниковим модулятором для отримання субнаносекундних лазерних імпульсів. Експериментально отримано характеристики напівпровідникового модулятора типу SESAM. Розроблено та створено оптичну схему автокорелятора для вимірювання довжини лазерних імпульсів до від 10 до 1000 пс. Розроблено лабораторний макет підсилювача лазерних імпульсів.

Створено експериментальний зразок імпульсного мікрочіпового лазера потужністю 1 МВт (з довжиною імпульсу 1 нс та енергією 1 мДж). Розраховано, оптимізовано параметри та виготовлено експериментальні зразки фотонних кристалів для підвищення кутової яскравості мікролазера. Показано, що запропонована кільцева дифракційна структура може служити ефективним кутовим фільтром для мікрочіпових лазерів, що дозволить підвищити потужність лазерного випромінювання при збереженні дифракційної якості лазерного пучка.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ЛАЗЕРНА КЕРАМІКА, МІКРОЛАЗЕР, НАПІВПРОВІДНИКОВИЙ МОДУЛЯТОР, ФОТОННИЙ КРИСТАЛ

ЗМІСТ

ВСТУП	6
РОЗДІЛ 1. Розроблення оптичної кераміки для компактних енергоефективних імпульсних лазерів	7
1. Метод синтезу кераміки Nd ³⁺ :YAG	8
2. Контроль параметрів залишкової пористості у прозорій кераміці Nd ³⁺ :YAG	10
3. Оптимізація умов отримання кераміки з метою мінімізації об'ємної частки залишкових пор	14
4. Параметри лазерної генерації кераміки Nd ³⁺ :YAG	17
РОЗДІЛ 2. Субнаносекундні лазери на напівпровідникових модуляторах	21
1. Характеристики напівпровідникового модулятора SESAM. Схема вимірювання порогу відкривання.	23
2. Лабораторний макет лазера на напівпровідниковому модуляторі SESAM.	25
3. Автокорелятор для вимірювання довжини імпульсів	28
4. Багатопрохідний твердотільний з діодною накачкою підсилювач лазерних імпульсів.	29
РОЗДІЛ 3. Мікрочіпові фотоннокристалічні лазери.	31
1. Мікрочіповий лазер. Схема Креслення. Експериментальний зразок.	32
2. Фотонний кристал для підвищення кутової яскравості.	33
3. Виготовлення та оптимізація параметрів фотонного кристалу.	34
4. Генерація багатомодового лазера з фотонним кристалом структурою.	36
ВИСНОВКИ	38
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ	39

В ході виконання проекту було заплановано розробити та оптимізувати технологію синтезу високолегованої кераміки YAG:R ($R=N^{d3+}, Yb^{3+}, Cr^{4+}$) для компактних енергоефективних імпульсних лазерів, а також уніфікувати технологічні режими виготовлення багат шарової кераміки, що має різний хімічний склад. Напрацювання та досвід колективу з отримання вихідних сумішей ультрадисперсних порошків індивідуальних оксидів для синтезу високолегованих керамік, визначених оптимальних маршрутів їх консолідації буде використано для розвитку технології отримання прозорих керамічних лазерних елементів з покращеними функціональними характеристиками. Розроблений в рамках цього проекту метод формування однорідної багат шарової лазерної кераміки забезпечить покращені функціональні характеристики лазерних систем, та дозволить значно підвищити точність вимірювання відстаней сучасних лазерно-локаційних систем.

Проектом передбачена розробка та виготовлення мініатюрних твердотільних лазерів нового типу – фотоннокристалічних мікролазерів на рідкоземельних іонах з високою кутовою яскравістю. Загальний план досліджень включає доопрацювання та узгодження з споживачами вимог до тактико-технічних характеристик та технічного завдання на імпульсний фотоннокристалічний мікрочіповий твердотільний лазер, розроблення та виготовлення прототипу.

Вступ

Аналіз мікроструктури матеріалів займає провідну роль в сучасному матеріалознавстві. Функціональні характеристики прозорих функціональних матеріалів (монокристалів, стекол, керамік) багато в чому визначаються їх мікроструктурою, в першу чергу, величиною залишкової пористості [1]. У свою чергу, питання пошуку способів візуалізації залишкової пористості об'єктів з настільки низькими значеннями, а також достовірної методики їх кількісної оцінки, на сьогодні, залишаються відкритими [3].

Інше важливе питання полягає в розробці коректної методики кількісної оцінки величини залишкової пористості. У літературі представлено кілька робіт на дану тематику [4, 6, 12, 13]. На жаль, кожна з методик розрахунку, які представлені, мають свої неточності.

З метою коректного визначення величини залишкової пористості у прозорих матеріалах, було розроблено методику відбудови розподілу пор за розмірами в об'ємі матеріалу за експериментальними даними вимірювання розмірів пір на зрізі зразку, яку застосовано до лазерної кераміки 1-4 ат.% Nd³⁺:YAG.

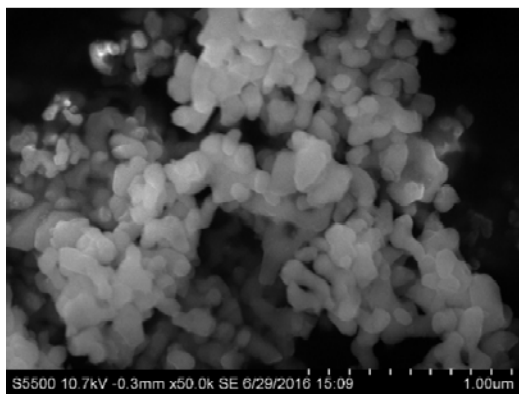
Актуальність цього завдання обумовлено тим, що основним чинником оптичних втрат в прозорій кераміці виступають залишкові пори [2, 4, 5, 7–10, 14]. Для забезпечення прозорості, яка відповідає вимогам лазерного застосування, щільність кераміки Nd³⁺:YAG повинна становити не менше 99,985% [11–13]. Отримання високоефективної лазерної кераміки неможливе без встановлення кореляції між об'ємною часткою залишкової пористості, оптичними властивостями і умовами консолідації кераміки. Зв'язок між цими величинами встановлювався на експериментальних зразках високолегованої кераміки 4 ат.% Nd³⁺:YAG, які було консолідовано методом твердофазного реакційного спікання при температурі 1500-1800 °C і фіксованому часу

спікання 2 години, а також при постійній температурі 1750 °C і тривалості спікання 0,5-12 годин.

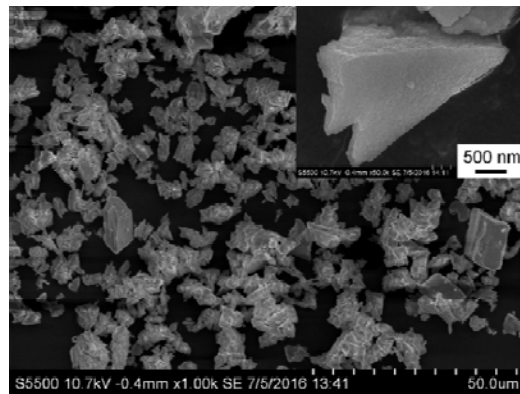
1. Метод синтезу кераміки Nd³⁺:YAG

В якості вихідних компонентів для виготовлення експериментальних зразків кераміки використовувались комерційні порошки Al₂O₃ (чистота >99.99%, Baikowski, France; d=0.15-0.30 мкм); Y₂O₃ (чистота >99.999%, Alfa Aesar; d~3-5 мкм) та Nd₂O₃ (чистота >99.99%, Alfa Aesar; d~5-10 мкм) (Рис.1).

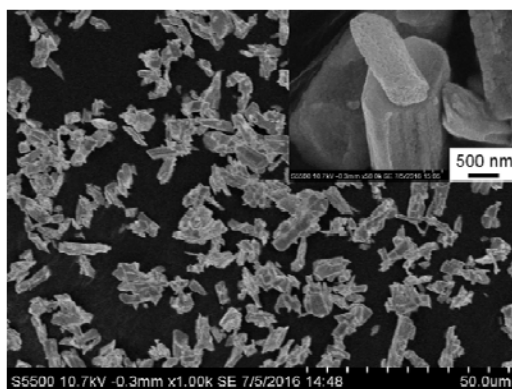
Порошки змішувалися відповідно до стехіометрії ітрій-алюмінієвого гранату з урахуванням заміщення частини іонів ітрію іонами неодиму (3-x)Y₂O₃-xNd₂O₃-5Al₂O₃. Для легування кераміки іонами Si⁴⁺ у якості домішки, що сприяє спіканню, у вихідну суміш додавали тетраетил ортосилікат (TEOS, ≥99.999%, Alfa Aesar) у кількості 0.5 ваг.% (0.14 ваг.% SiO₂). Використання такої сполуки обумовлювалося її рідким станом, що забезпечувало однорідний розподіл кремнію в суміші нанопорошків. Зважування всіх компонентів проводилося на аналітичних вагах з похибкою 0.0001 г. Отриману суміш дисперсували в етанолі, та піддавали гомогенізації у планетарному кульовому млині Pulverisette 5/4 (Fritsch GmbH, Germany) з кулями з високочистого Al₂O₃ впродовж 15 годин. Отримані суспензії висушувались при температурі 60°C впродовж 24 годин, після чого гранулювались протиранням через мікронне сито для запобігання неконтрольованої агломерації нанопоршків. Для видалення органічних домішок та адсорбованої води суміші піддавалися відпалу на повітрі за температури 600 °C впродовж 2 годин.



(a)



(б)



(в)

Рис. 1. СЕМ-зображення вихідних комерційних порошків Al_2O_3 (а), Y_2O_3 (б), and Yb_2O_3 (в).

Стехіометричні суміші нанопорошків компактувалися у циліндричні таблетки діаметром 10 мм та товщиною 2 мм у два етапи. На першому 0,37 г суміші ущільнювали в сталевій прес-формі одновісним пресом під тиском 50 МПа. Отримані таблетки герметично пакували в еластичну упаковку та додатково ущільнювали в масляному ізостатичному пресі під тиском 250 МПа. Для виготовлення тришарової кераміки $\text{YAG}/\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}/\text{YAG}$ прес-форму циліндричної форми послідовно заповнювали трьома шарами порошкових сумішей зі складом, що відповідав стехіометрії нелегованого YAG, легovanого 1-4 at.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ та знову нелегованого YAG, та ущільнювали одновісним тиском 50 МПа, після чого проводили остаточне ущільнення ізостатичним тиском аналогічно одно-шаровим зразкам. Всі виготовлені компакти

нанопорошків піддавали відпалу на повітрі при температурі 800 °С впродовж 4 годин для видалення органічних домішок.

Консолідація компактів нанопорошків у високощільну прозору кераміки здійснювалося шляхом реакційного спікання у вакуумі при температурі 1750-1800 °С (температура варіювалась в залежності від домішкового складу кераміки) з ізотермічною витримкою при максимальній температурі впродовж 10 годин. Спікання проводилося у печі з вакуумною камерою та вольфрамовими нагрівачами. Тиск у камері складав $p=10^{-3}$ Па. В процесі нагрівання компактів під час спікання вихідні компоненти вступали в твердофазні реакції фазових перетворень, в результаті яких при температурі близько 1500 °С весь матеріал компактів утворював фазу YAG. Подальше підвищення температури та ізотермічна витримка забезпечувала коалесценцію та ущільнення порошкових частинок у щільну полікристалічну структуру з середнім розміром зерен порядку 10-20 мкм (варіюється в залежності від домішкового складу кераміки). Отримані зразки кераміки піддавали додатковому відпалу на повітрі за температури 1300 °С для усунення механічних напружень та заповнення кисневих вакансій, що утворюються при спіканні в атмосфері вакууму.

2. Контроль параметрів залишкової пористості у прозорій кераміці Nd³⁺:YAG

Пористість зразків прозорих керамік 1-4 at% Nd:YAG досліджено методом CLSM на приладі LSM 800 (ZEISS, Germany) при довжині хвилі лазеру $\lambda=642$ нм й кратності об'єктиву 63х. Обраний режим сканування дозволив досліджувати ділянки («зрізи») зразків на відстані 200 нм між ними за оссю z. Для візуалізації пористості в об'ємі, 250 отриманих зрізів за допомогою програмного забезпечення мікроскопа були поєднані у 3D-зображення розміром 50·50·50 μm^3 .

Вимірювання пористості з 3D-зображень є доволі складним, так як всі пори трохи витягнуті в осі z. Це пов'язано з тим, що роздільна здатність по осі z

більш ніж в 2 рази нижче у порівнянні з роздільною здатністю в осях x та y . Для обрахування розмірів пір та їх кількості, всі зрізи ділянки $50 \cdot 50 \cdot 50 \text{ }\mu\text{m}^3$ «підсумовували» по осі z і представляли у вигляді двомірного об'єкту у площині xy . Для запобігання випадку, коли одна пора може перебувати над іншою і може бути неврахованою при підрахунку, «сумована» фотографія ділилася на кілька областей за висотою, які відповідають додатковим трьом зображенням, де пори було виокремлено різним кольором залежно від положення по осі z (Рис. 2.1). Після підрахунку вибірки значень розмірів зрізів пір та їх кількості, для кожного зразку керамік було розраховано значення величини залишкової пористості.

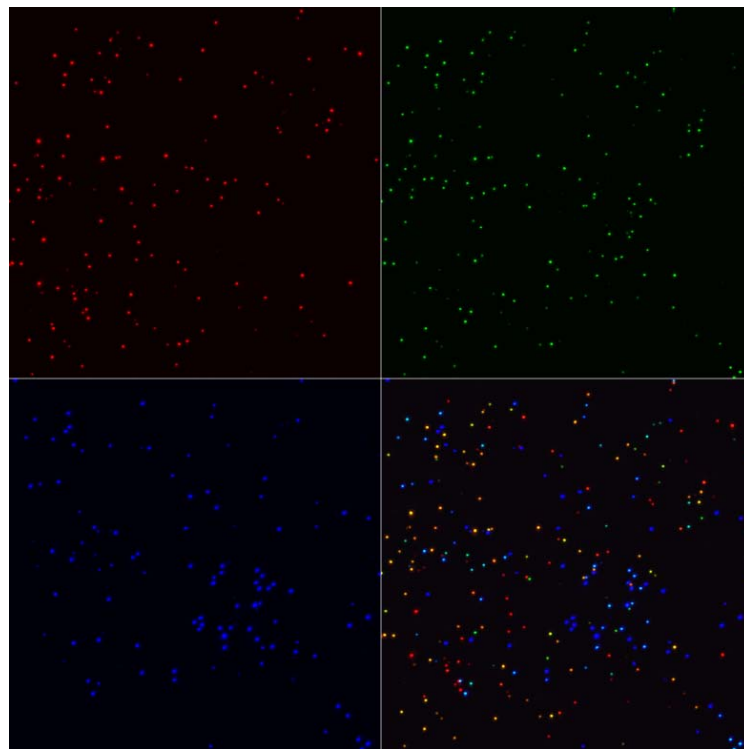


Рис. 2.1. Двомірне зображення ділянки $50 \cdot 50 \cdot 50 \text{ }\mu\text{m}^3$ для зразку прозорої кераміки 4 ат.% Nd:YAG: області, що відповідають різним відстаням вздовж осі z (два верхніх і нижнє ліве фото); «сумоване» зображення (нижнє праве фото).

На рис. 2.2 надано 3Д-зображення пір в об'ємі прозорої кераміки 1-4 ат.% Nd³⁺:YAG. Зі збільшенням концентрації активатора спостерігається деяке погіршення оптичної якості керамік, причому після 2 ат.% дана тенденція має більш виражений характер. Так, у зразках 3 та 4 ат.% Nd³⁺:YAG спостерігається неоднорідний розподіл пір за об'ємом зразку та скупчення пір (Рис. 2.2в,г). Це

може бути пов'язане з нерівномірним розподілом іонів Nd^{3+} у кераміці. Відомо, що легування кераміки YAG оксидом кремнію підвищує розчинність іонів неодиму у гранаті [16]. Малі за розміром іони кремнію, що заміщають іони алюмінію в решітці, компенсують механічні напружки, що пов'язані з заміщенням іонами неодиму іонів ітрію. Оскільки в роботі використовували постійну концентрацію домішки SiO_2 (0.14 ваг.%), підвищення пористості зі збільшенням концентрації іонів Nd^{3+} у кераміці до 3 та 4 ат.% можна пов'язати з нестачею домішки, що компенсує механічні напружки при введенні відносно великих іонів неодиму.

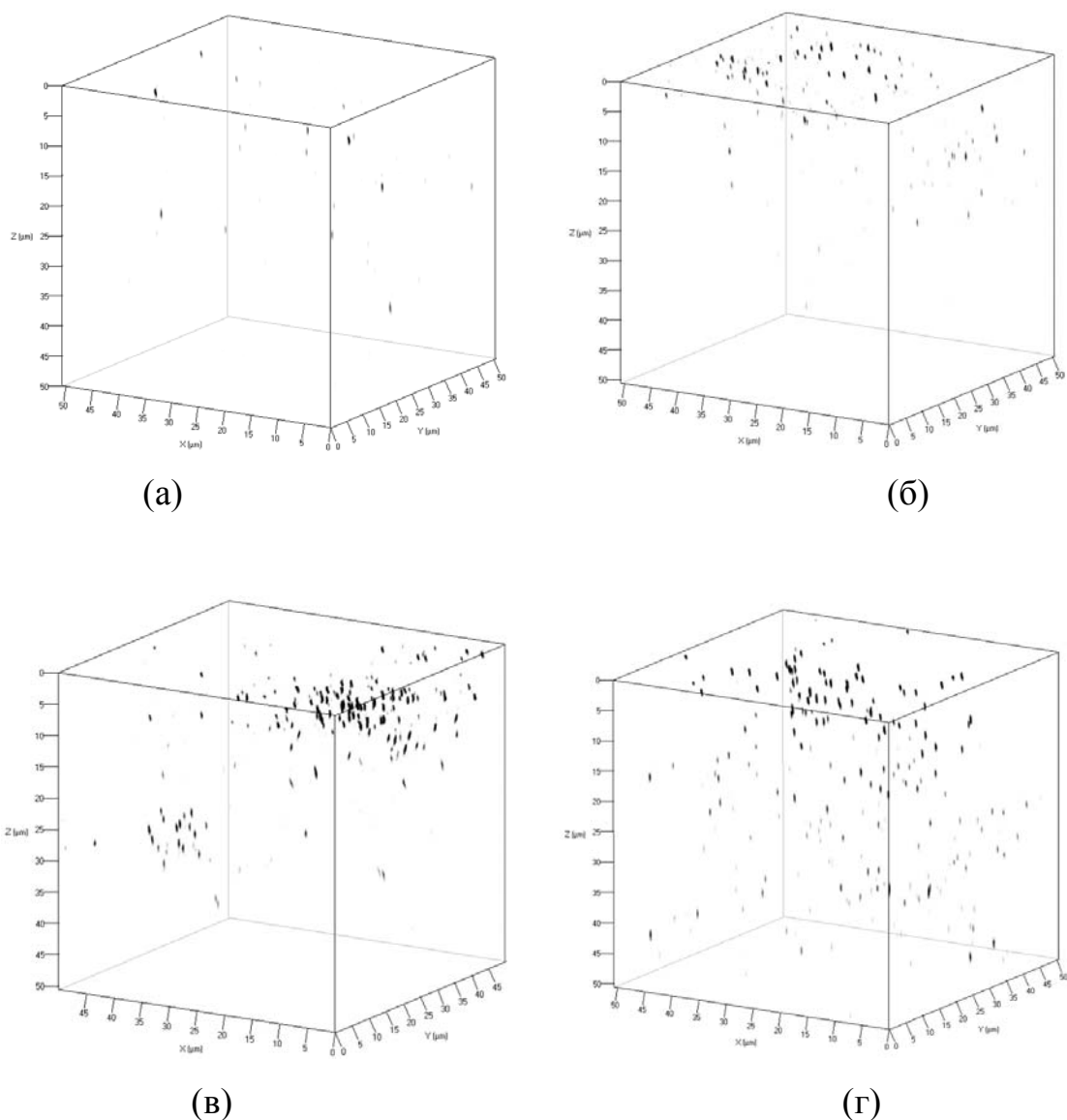


Рис. 2.2 3-Д зображення CLSM (об'єм $50 \cdot 50 \cdot 50 \text{ мкм}^3$) прозорої кераміки 1-4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$: 1 ат.% (а), 2 ат.% (б), 3 ат.% (в), 4 ат.% (г).

На рис. 2.3 представлено залежність середнього розміру діаметрів перетинів пір d_{Eq} прозорої кераміки 1-4 ат.% $Nd^{3+}:YAG$, які розрахованого за експериментальними даними CLSM, від концентрації іонів Nd^{3+} . Значення розміру пір знаходяться в діапазоні 160-190 нм для 1-3 ат.% $Nd^{3+}:YAG$ й зростають до 286 нм для 4 ат.% $Nd^{3+}:YAG$. Н Деяке збільшення середнього розміру пір d_{Eq} для зразку 4 ат.% $Nd^{3+}:YAG$ природно пов'язати з ущільненням до менших значень щільності. На рис. 2.3б представлена залежність величини залишкової пористості прозорої кераміки $Nd^{3+}:YAG$ від концентрації іонів Nd^{3+} . Розрахунок проводився за експериментально визначеними вібірками значень розмірів перетинів пір згідно з даними CLSM. Додатково, проведене порівняння отриманих значень з відповідними, згідно з іншими двома методиками:

1) Безпосередній розрахунок пористості, де істиний розмір пір дорівнює еквівалентному. З урахуванням даного наближення загальний об'єм пір обчислюється за формулою (1), де d_i – еквівалентний діаметр конкретної пори:

$$V_p = \frac{\pi}{6} \sum d_i^3$$

(1)

2) Методика, що представлена авторами W. Zhang et al. [4].

Розраховані величини залишкової пористості керамік 1-4 ат.% $Nd^{3+}:YAG$ знаходяться у діапазоні значень $8.86 \cdot 10^{-4} \div 1.12 \cdot 10^{-2}$ об.%. Оскільки більшість еквівалентних діаметрів менше дійсних, значення пористості, що розраховані за формулою (13) завжди будуть заниженими (тобто, реальна пористість зразків буде вище) (Рис. 2.3б). Варто зазначити, що розрахунок пористості за W. Zhang et al. [4] не враховує того, що перетини рівного розміру можуть утворитися для пір різного діаметру. Тому відхилення в значеннях пористості за його

формулою збільшуються для зразків з великою кількістю пор і / або їх дисперсністю (Рис. 2.3б).

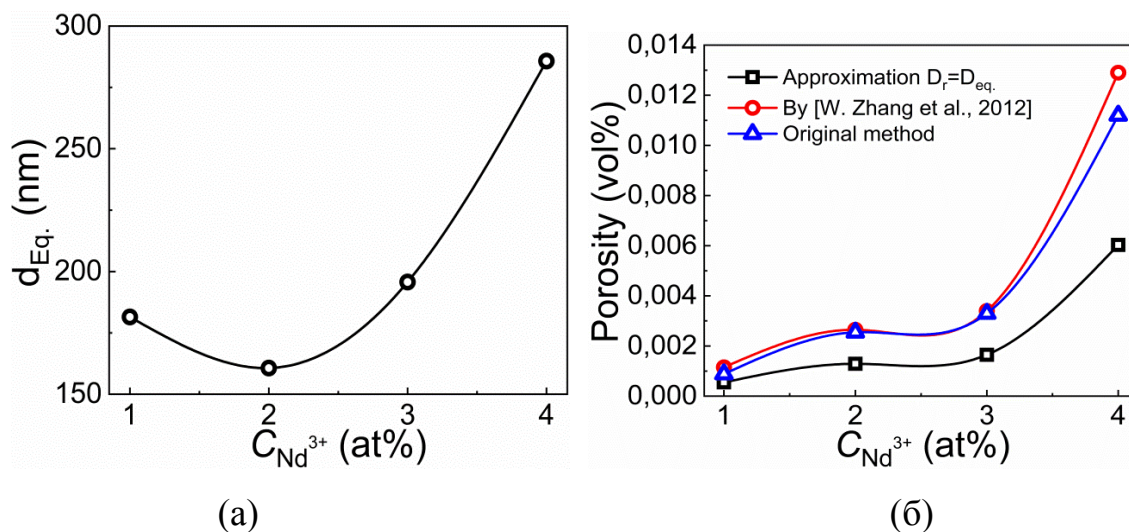


Рис. 2.3 Середній розмір діаметрів перетинів пір $d_{Eq.}$ (а) й залежність величини залишкової пористості прозорих керамік 1-4 ат.% Nd^{3+} :YAG від концентрації іонів Nd^{3+} (б).

3. Оптимізація умов отримання кераміки з метою мінімізації об'ємної частки залишкових пор

Залежність об'ємної частки залишкової пористості від температури спікання у зразках кераміки Nd^{3+} :YAG зображено на рис.3.1. Як можна бачити, зі збільшенням температури спікання аж до $1750^{\circ}C$ пористість знижується, але при досягненні температури спікання $1800^{\circ}C$ значно зростає. Мікрофотографії зразка, консолідованого при температурі $1800^{\circ}C$, свідчать про наявність сегрегації включень вторинної фази на міжзерених границях із середнім розміром зерна близько 1 мкм (рис.3.1, верхня вставка) - в зразках, отриманих при менших температурах, таких включень не спостерігається (рис.3.1, нижня вставка). Згідно з даними електронного енерго-дисперсійного мікроаналізу, дана фаза збагачена алюмінієм щодо основної фази YAG і, ймовірно, формується в результаті розпаду пересиченого твердого розчину заміщення Nd^{3+}, Si^{4+} :YAG [7]. Домішкова фаза має щільність, відмінну від щільності ітрій-алюмінієвого гранату, тому розпад твердого розчину може служити причиною

виникнення пор в об'ємі таких зразків [15]. Слід зазначити, що заломлення світла у домішковій фазі впливає на оцінку оптичних втрат, пов'язаних з пористістю, імовірно призводячи до певного завищення розрахованого значення об'ємної частки пор у зразку, консолідованому при температурі $T = 1800^{\circ}\text{C}$.

Збільшення тривалості спікання очікувано призводить до зменшення об'ємної частки пор, а швидкість видалення пор з об'єму кераміки знижується з часом (рис. 3.2), що пов'язано з обумовленим коалесценцією збільшенням розмірів пор. Об'ємна частка залишкової пористості в кераміці, отриманій при 1750°C протягом 12 годин, склала $\approx 1.5 \times 10^{-3}$ об. %.

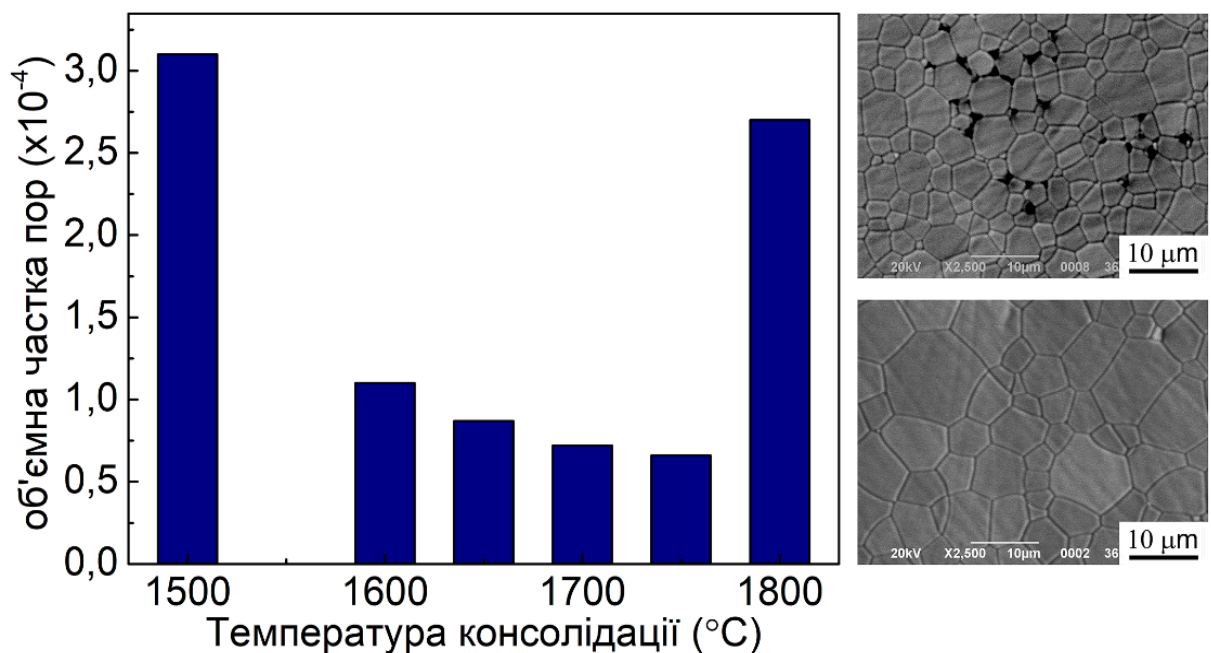


Рис. 3.1 Залежність об'ємної частки залишкової пористості від температури спікання у зразках кераміки 4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$. На вставках – знімки мікроструктури зразків, консолідованих при температурі 1750°C (знизу) та 1800°C (згори), отримані за допомогою СЕМ.

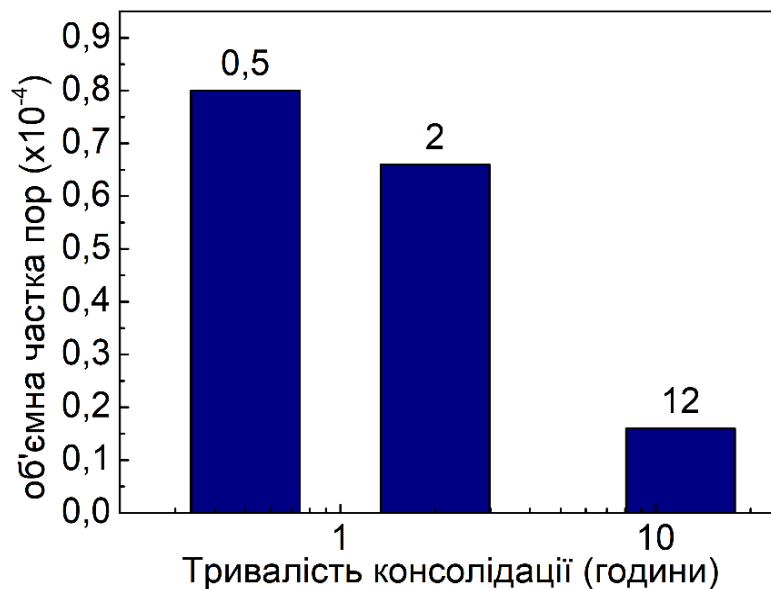


Рис. 3.2 Залежність об'ємної частки залишкової пористості від тривалості ізотермічної витримки під час спікання у зразках кераміки 4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$.

Отримані дані про параметри залишкової пористості та оптичні втрати у всіх досліджених зразках кераміки зведено у графік на Рис. 3.3. Квадрати на графіку відповідають експериментально визначеним значенням об'ємної частки пор V_{pore} та відповідним лінійним коефіцієнтам оптичних втрат α на довжині хвилі 1 мкм для кожного зразка.

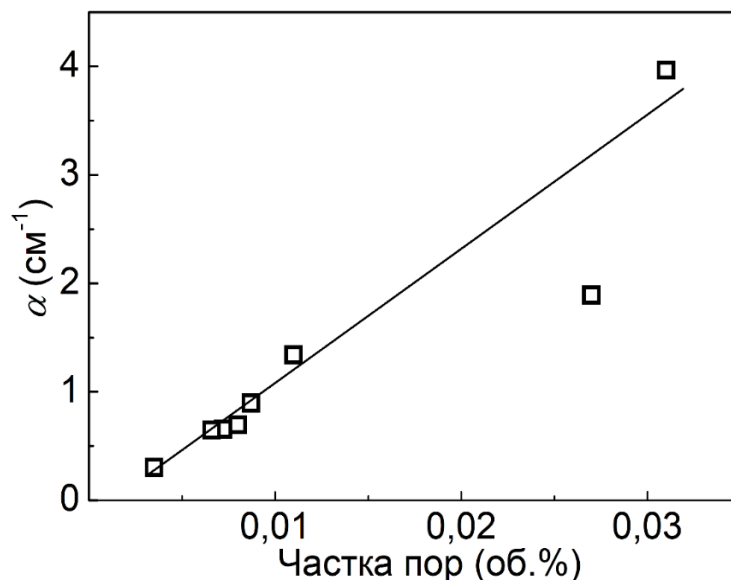


Рис. 3.3 Залежність коефіцієнту оптичних втрат на довжині хвилі 1 мкм від об'ємної частки залишкової пористості у зразках кераміки 4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$, консолідованих при температурі 1500-1800 °С впродовж 0,5-12 годин.

Як можна бачити, отримані результати в цілому демонструють хорошу кореляцію між експериментальними даними та розрахованою залежністю, що має лінійний характер. Значне відхилення від лінійної залежності спостерігається лише для зразка, отриманого при температурі спікання 1800°C, обумовлене додатковою похибкою вимірювання пористості через наявність вторинних фаз, як було зазначено в відповідному підрозділі. Інтерполяція залежності на Рис.3.5 в область малих значень пророкує, що при повному усуненні залишкових пор ($V_{\text{pore}} \rightarrow 0$) значення оптичних втрат також сягне значення, близького до нуля. Таким чином, підтверджено, що залишкові пори є основним джерелом оптичних втрат у високолегованій прозорій кераміці Nd³⁺:YAG. Зразки, консолідовані при температурі 1750°C протягом 12 годин, характеризуються об'ємною часткою залишкової пористості $V_{\text{pore}} = 1.6 \times 10^{-3}$ об. % та демонструють оптичні втрати на рівні $\alpha = 0.11 \text{ см}^{-1}$ на довжині хвилі 1 мкм.

4. Параметри лазерної генерації кераміки Nd³⁺:YAG

Характеристики лазерної генерації визначалися для зразків кераміки 1 ат.% Nd³⁺:YAG, отриманих в попередньо оптимізованих умовах. Лазерна генерація здійснювалась на експериментальному стенді, що включав напівпровідниковий лазерний діод в якості накачки та плоский дводзеркальний резонатор. Оптичну накачку здійснювали напівпровідниковими лазерними діодами з довжиною хвилі випромінювання 808 нм та регульованою потужністю до 10 Вт. Діод працював в квазі-неперервному режимі з тривалістю імпульсів 1 мс та частотою слідування 10 Гц. Фокусування променя накачки на зразки кераміки здійснювалось за допомогою колімуючих асферичних лінз з фокальною довжиною 50 мм та фокусуючих асферичних лінз з фокальною довжиною 30 мм. Промінь накачки направляли на зразки крізь заднє дзеркало резонатора, що мало плоский профіль та багат шарове діелектричне покриття, яке забезпечувало пропускання $T > 0.98$ на довжині хвилі накачки та відбиття

$R > 0.998$ на довжині хвилі лазерного випромінювання. В якості переднього дзеркала резонатора було використано набір збираючих дзеркал з фокусною відстанню 10 см та різним рівнем пропускання на довжині хвилі лазерної генерації ($T = 0,03 - 0,4$).

Енергія лазерних імпульсів у кераміці 1 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ як функція поглиненої енергії накачки, отриманих у резонаторі з різною добротністю, показано на рис.4.1. Добротність резонатора варіювалась шляхом зміни величини пропускання вихідного дзеркала у діапазоні $T = 5-40\%$. При використанні дзеркала з $T = 5\%$ поріг генерації склав близько 1 мДж, досягнуто енергію лазерних імпульсів 2,47 мДж при поглиненій енергії накачки 5,19 мДж – відповідна диференційна ефективність генерації склала $\eta_{\text{slope}} = 50\%$. При зменшенні добротності резонатора (підвищенні пропускання вихідного дзеркала) ефективність генерації зростає, сягаючи максимуму $\eta_{\text{slope}} = 64\%$ при пропусканні $T = 20\%$. В цьому режимі досягнуто енергію лазерних імпульсів 3,25 мДж при поглиненій енергії накачки 5 мДж. Подальше збільшення пропускання вихідного дзеркала призводить до зменшення ефективності генерації внаслідок надмірних резонаторних втрат.

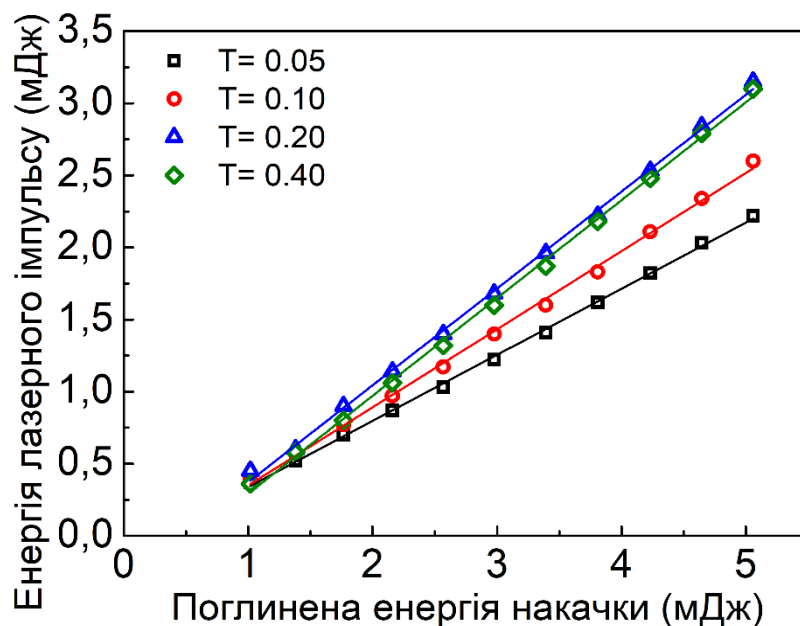


Рис. 4.1. Енергія лазерних імпульсів у кераміці 1 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ як функція поглиненої енергії накачки, отриманих у резонаторі з різним пропусканням вихідного дзеркала.

Висновки

Запропоновано методику відбудови розподілу пор за розмірами в об'ємі прозорої кераміки за експериментальними даними вимірювання розмірів пір на зрізі зразку. На прикладі керамік модельних складів 1-4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ проведено порівняння методики з відомими підходами, доведена можливість її застосування.

Побудовано 3Д-моделі розподілу пір в об'ємі для синтезованих зразків керамік 1-4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$. Показано, що зі збільшенням вмісту іонів активатора оптична якість керамік дещо знижується, причому для зразків з $(\text{Nd}^{3+}) > 2$ ат.% спостерігається неоднорідний розподіл пір за об'ємом зразку та скупчення пір. Можливою причиною є неоптимізована концентрація домішки SiO_2 , яку використовували для зниження рівня механічних напружень у твердих розчинах $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$. Зразки 1-4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ характеризуються коефіцієнтом лінійного оптичного пропускання $82 \div 80\%$ на довжині хвилі $\lambda = 1064$ нм й залишковою пористістю у діапазоні $8.86 \cdot 10^{-4} \div 1.12 \cdot 10^{-2}$ об.%.

Визначено вплив умов консолідації кераміки $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ – температури та тривалості ізотермічної витримки – на розміри та об'ємну частку залишкових пор. Показано, що видалення пор впродовж спікання супроводжується зростанням їх середнього розміру, обумовленим коалесценцією та більш швидкою анігіляцією нано-розмірних пор. Підвищення температури спікання інтенсифікує процеси видалення залишкових пор з об'єму кераміки та забезпечує зменшення оптичних втрат. Показано, що за температур консолідації вище 1800°C оптична якість кераміки значно деградує внаслідок випадіння вторинної фази. На прикладі кераміки 4 ат.% $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$, консолідованої у різних температурно-часових умовах, встановлено лінійну кореляцію між об'ємною часткою залишкової пористості та лінійним коефіцієнтом оптичних втрат.

Встановлена залежність добре узгоджується з законом розсіювання Мі та свідчить, що залишкові пори є основними центрами розсіювання у дослідженій кераміці. Найнижчі значення пористості та коефіцієнта оптичних втрат спостерігаються у кераміці, консолідованій при температурі 1750°C протягом 12 годин ($V_{\text{pore}}=1,6 \times 10^{-3}$ об. %, $\alpha=0,11 \text{ см}^{-1}$ на довжині хвилі 1 мкм). За підсумком оптимізації умов отримання та складу, у кераміці YAG:Nd³⁺ досягнуто диференційну ефективність лазерної генерації 68%.

РОЗДІЛ 2. Лабораторний макет субнаносекундного мікролазера з напівпровідниковим модулятором

Вступ

Одним з методів генерації субнаносекундних і пікосекундних лазерних імпульсів є використання напівпровідникових модуляторів. Їх перевагою є малий час відгуку та час релаксації, що дозволяє формувати пікосекундні лазерні імпульси з високою частотою.

На рис. 1 зображено структура напівпровідникового модулятора.

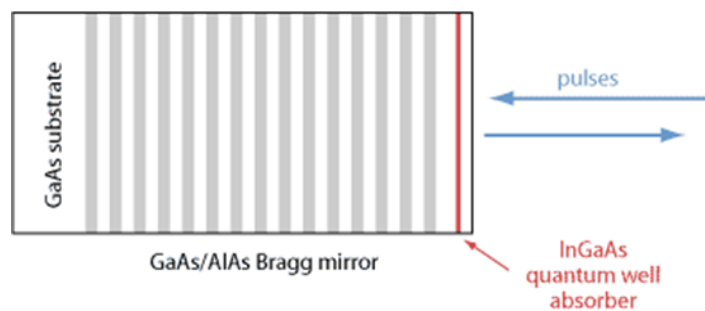


Рис. 1. Структура напівпровідникового модулятора SESAM (Semiconductor Saturable Absorber Mirror).

На рис. 2 наведено типова характеристика напівпровідникового модулятора: залежність зміни коефіцієнту відбивання від часу.

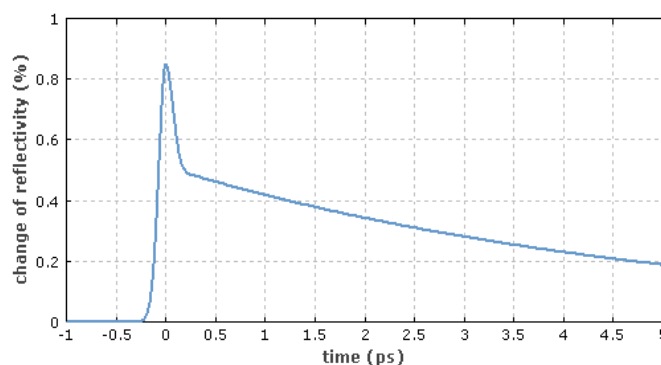


Рис. 2. Типова характеристика відгуку напівпровідникового модулятора.

Типова схема лазера на напівпровідниковому модуляторі приведена на рис. 3.

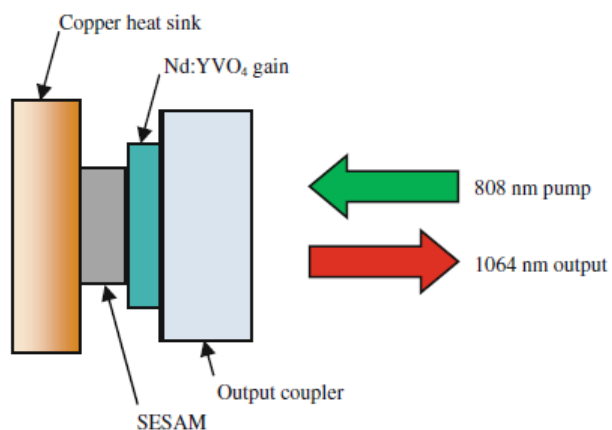


Рис. 3. Схема лазера на напівпровідниковому модуляторі.

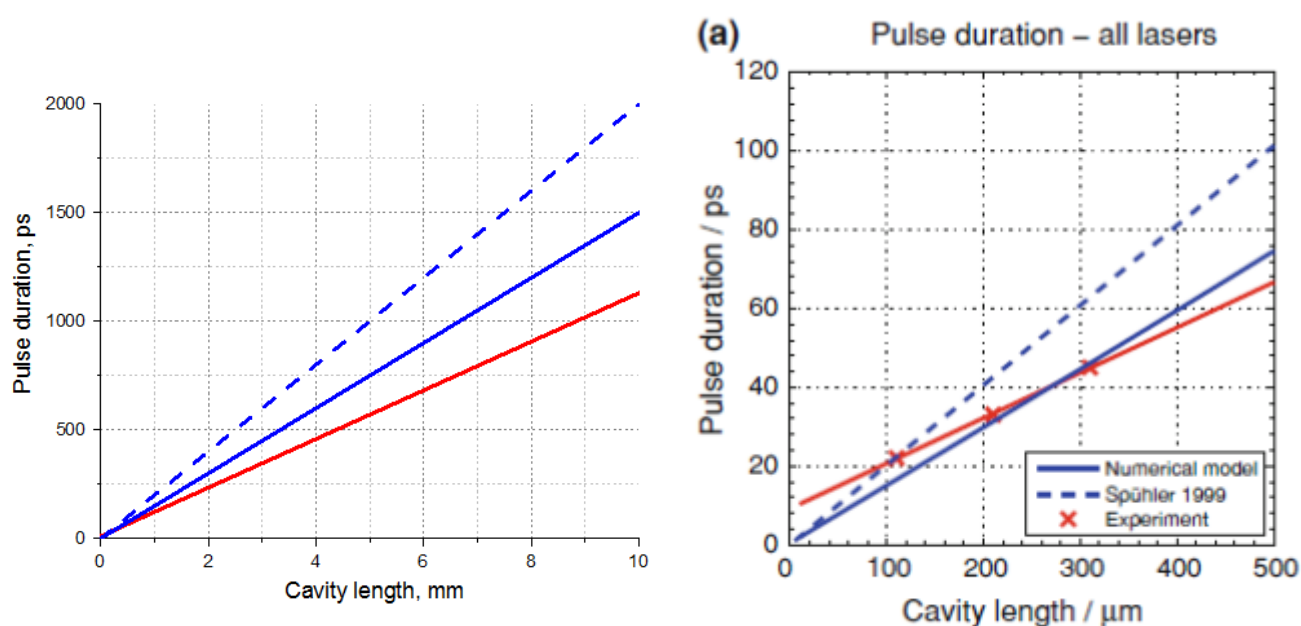


Рис. 4. Теоретичні залежності довжини імпульсу генерації від довжини резонатора.

На рис. 4 наведені теоретичні залежності довжини імпульсу генерації від довжини резонатора. Тобто, для досягнення 50 пс лазерних імпульсів достатньо резонатора довжиною 300 мкм. Технологія обробки таких кристалів в Україні відпрацьована і в поєднанні з високолегованою лазерною керамікою створює передумови для виготовлення компактних пікосекундних лазерів.

1. Характеристики напівпровідникового модулятора SESAM.

На рис. 5 наведена фотографія зразка напівпровідникового модулятора типу SESAM розміром 3×3 мм.



Рис. 5. Напівпровідниковий модулятор наклеєний на основу з алюмінію для тепловідводу.

Для вимірювання параметрів модуляції напівпровідникового модулятора була зібрана схема (рис. 6).

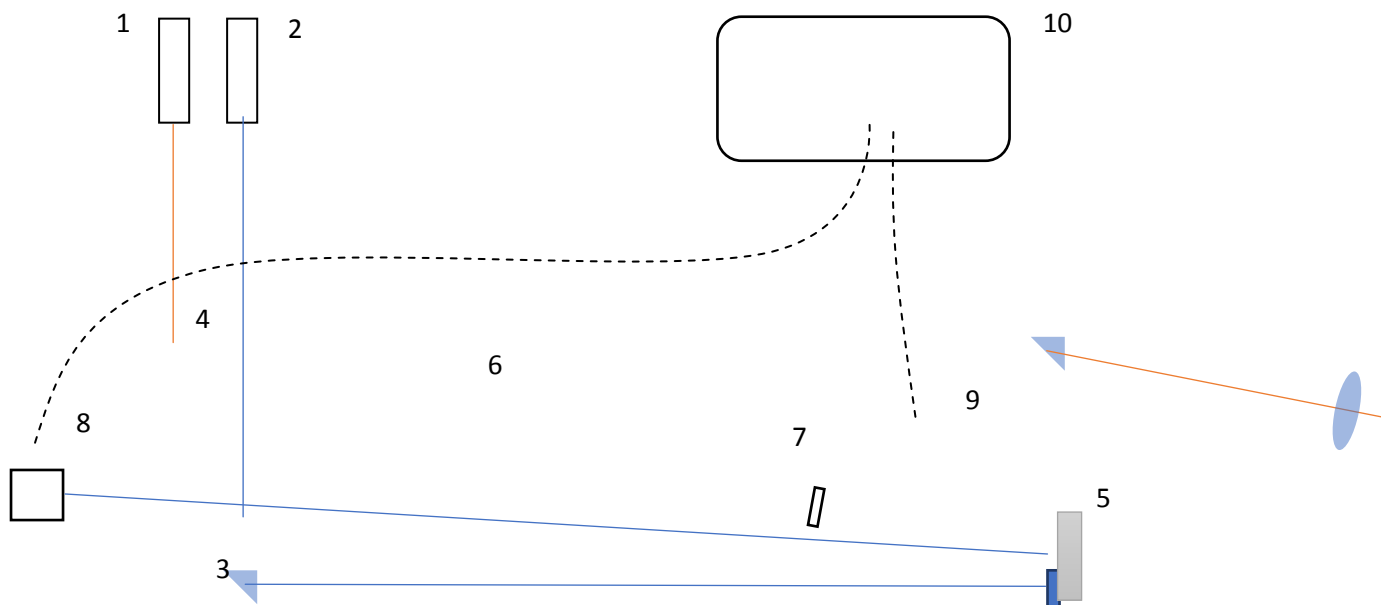


Рис. 6. Схема вимірювання модуляції напівпровідникового модулятора: 1 – імпульсний мікрочіповий лазер 1064 нм, 2 – неперервний лазер 1064 нм, 3, 4 – призми, 5 – SESAM, 6 – лінза, 7 - діафрагма, 8, 9 – фотоприймачі, 10 – осцилограф.

На напівпровідниковий модулятор (5) подається імпульси довжиною 1 нс від мікрочіпового лазера з енергією 1 мДж. Лінза (6) служить для регулювання енергії, що потрапляє на модулятор через діафрагму (7). Випромінювання неперервного лазера (2) потужністю 100 мВт направляється на SESAM і служить як тестовий пучок. Швидкісний фотоприймач DET10A/M Thorlabs (8) вимірює зміну коефіцієнта відбивання SESAM, фотоприймач (9) служить для синхронізації сигналу в імпульсами. Сигнали спостерігаються на осцилографі (10) Tektronix TDS-2022B.

Результати вимірювань наведені на рис. 7.

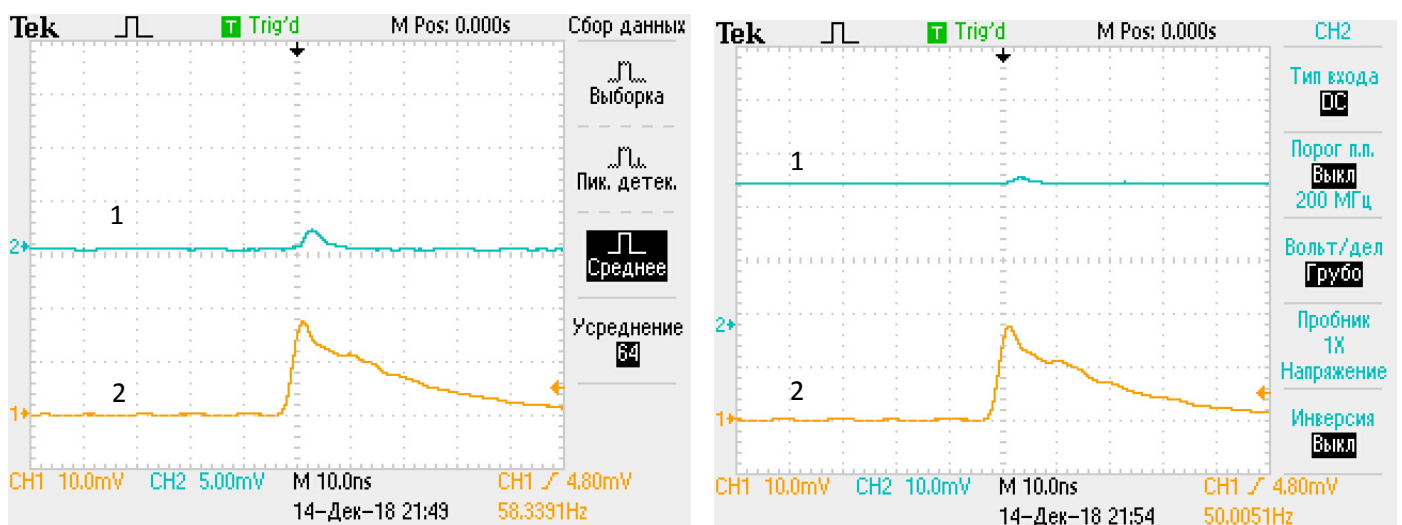


Рис. 7. Осцилограми тестового пучка (1) (зміни коефіцієнта відбивання SESAM) та лазерного імпульсу (2).

За результатами вимірювань ми отримали наступні значення (таблиця 1)

Таблиця 1.

Парметр	Зразок А	Зразок В
Початковий коефіцієнт відбивання, %	44	60
Модуляція*, %	>10	>3
Поріг, мДж/см ²	< 0.1	<0.1

* при освітленні імпульсом 0.3 мДж/см².

2. Лабораторний макет лазера на напівпровідниковому модуляторі SESAM.

Створений лабораторний макет імпульсного лазера з напівпровідниковим модулятором. Принципова схема приведена на рис. 8. Сфокусоване випромінювання лазерного діоду накачки з довжиною хвилі 808 нм проходить через дихроїчне дзеркало та фокусується на активному елементі Ns:YVO_4 . Вихідне дзеркало резонатора з пропусканням 0.1, у якості глухого дзеркала використовується напівпровідниковий модулятор (SESAM).

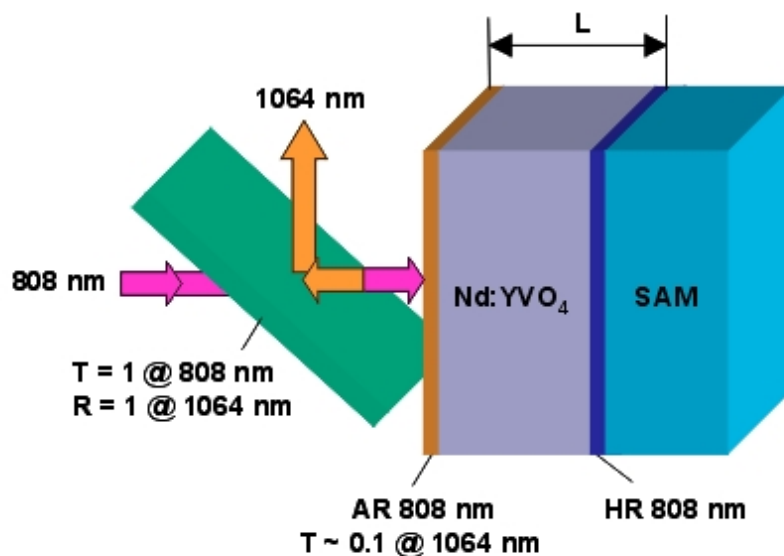


Рис. 8. Принципова схема лазера з напівпровідниковим модулятором.

Для досягнення більш гострого фокусування використовується схема зображена на рис. 9. Дихроїчне дзеркало розташоване між коліматором та фокусатором.

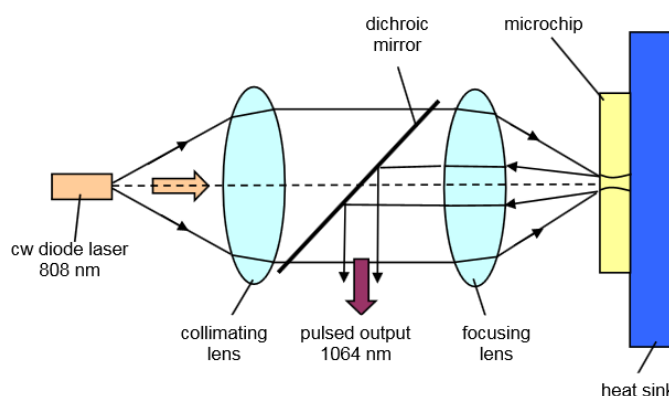


Рис. 9. Схема лазера з дихроїчним дзеркалом між коліматором та фокусатором.



Рис. 10. Зовнішній вигляд лабораторного макету лазера з напівпровідниковим модулятором.

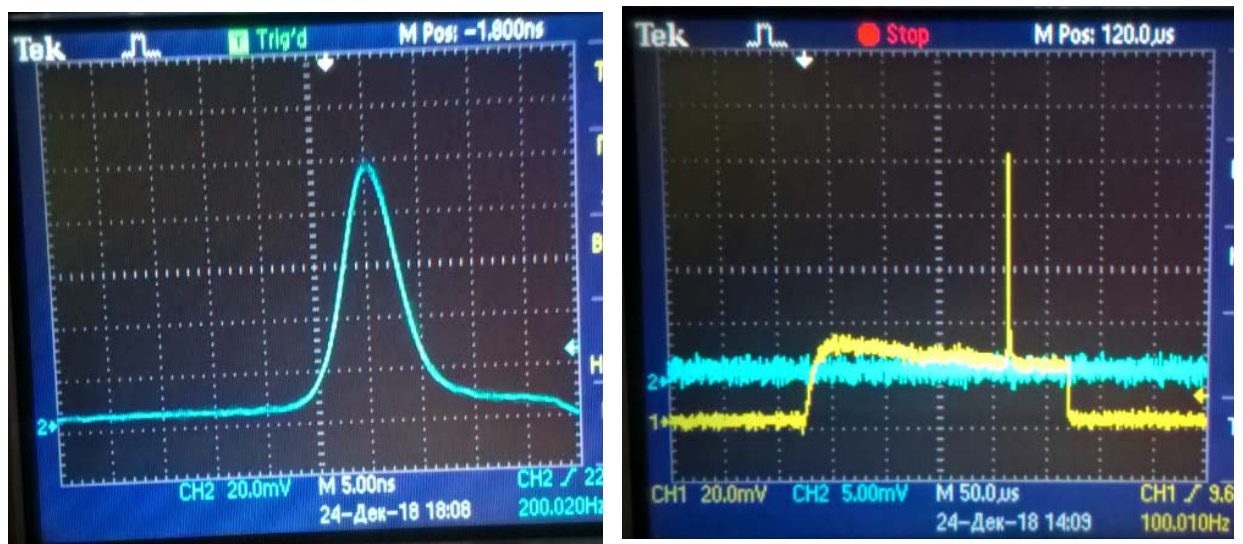


Рис. 11. Осцилограма лазерного імпульсу та положення імпульсу відносно накачки.

У лабораторному макеті (рис. 10) використовувався активний елемент довжиною 10 мм що відповідає довжині лазерних імпульсів близько 5 нс. Осцилограми імпульсу та його положенні відносно накачки наведені на рис. 11.

При зменшенні довжини резонатору (використанні активного елементу товщиною 0.3 – 1 мм), довжина лазерних імпульсів прогнозовано становитиме 50 – 200 пс (рис. 4).

3. Автокорелятор для вимірювання довжини імпульсів

Для вимірювання довжин субнаносекундних лазерних імпульсів було розроблено і створено автокореляційна схема (рис. 12). Вхідний лазерний промінь розділюється на два світлорозподільним кубиком (1) і в один з променів вноситься регульована затримка до 300 мм (дзеркало 6 та призма 7). Далі промені фокусуються лінзою 2 н нелінійний елемент 3 (кристал ВВО) який при просторовому співпадинні імпульсів генерує сигнал на другі гармоніці 532 нм, який ячерез вузькополосний ієнтерференційний фільтр (4) реєструється фотприймачем (5).

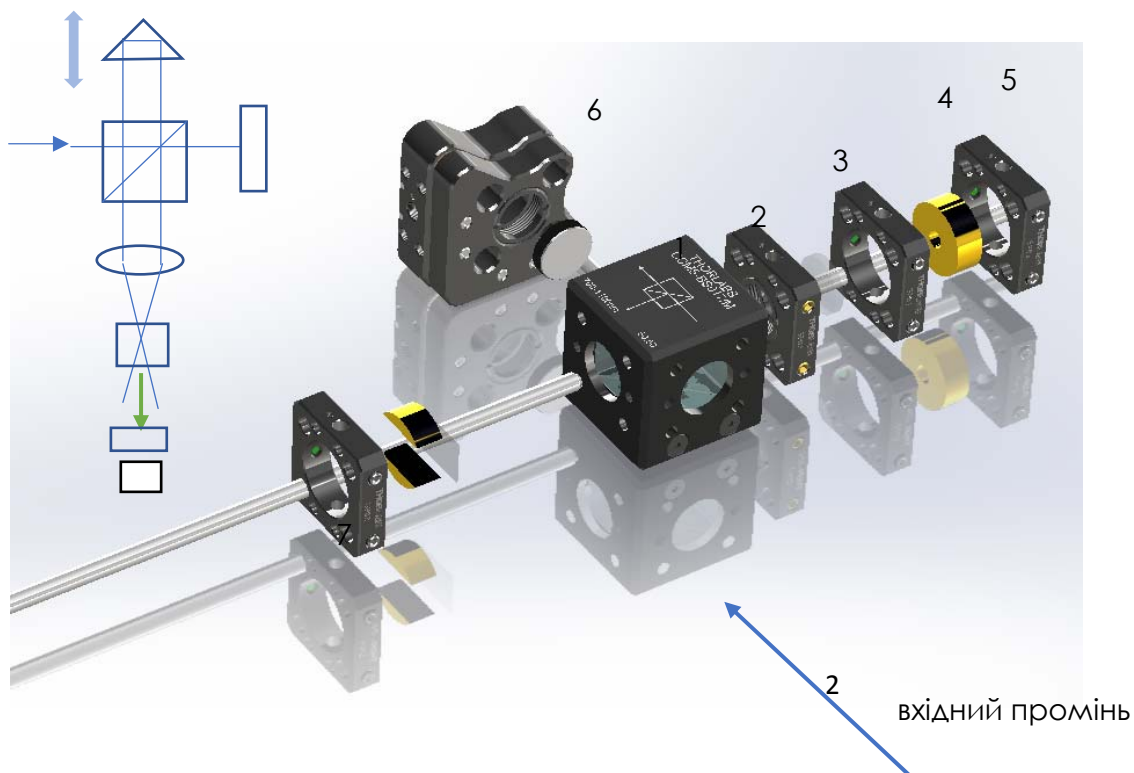


Рис. 12. Схема автокорелятора: 1 – світлорозподільний кубик, 2 - лінза, 3 – нелінійний кристал, 4 – інтерференційний фільтр 532 нм, 5 – оправа фотоприймача, 6 – дзеркало, 7 – призма.

Автокореляційна схема дозволяє вимірювати довжину лазерного імпульсу від 0 до 1 нс з роздільною здатністю 10 пс.

4. Багатопрохідний твердотільний з діодною накачкою підсилювач лазерних імпульсів.

Для підсилення лазерний імпульсів було розроблено багатопроходовий підсилювач на основі кристалу Nd:YAG розміром 20×10×2 мм з двома бічними лазерними діодами накачки MONOCROM LB-80P01-60QCW-2 потужністю 270 Вт. Принципова схема підсилювача наведена на рис. 13. На рис. 14 приведена фотографія лабораторного макету підсилювача лазерних імпульсів.

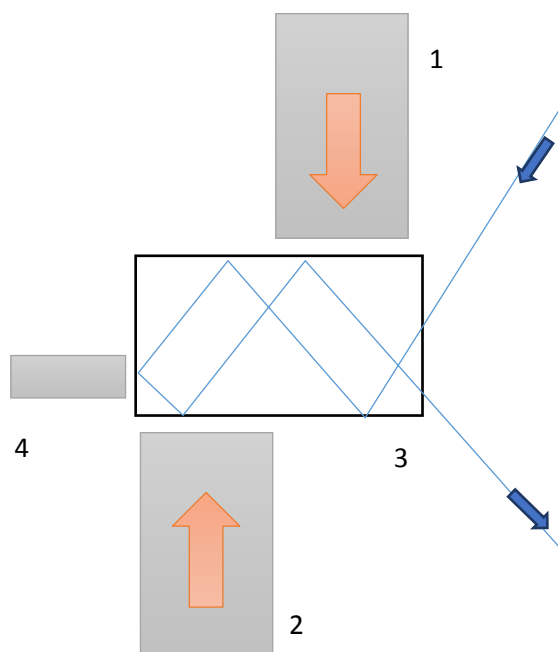


Рис. 13. Схема підсилювача лазерних імпульсів: 1, 2 – лазерні діоди накачки, 3 – активний елемент, 4 – дзеркало.

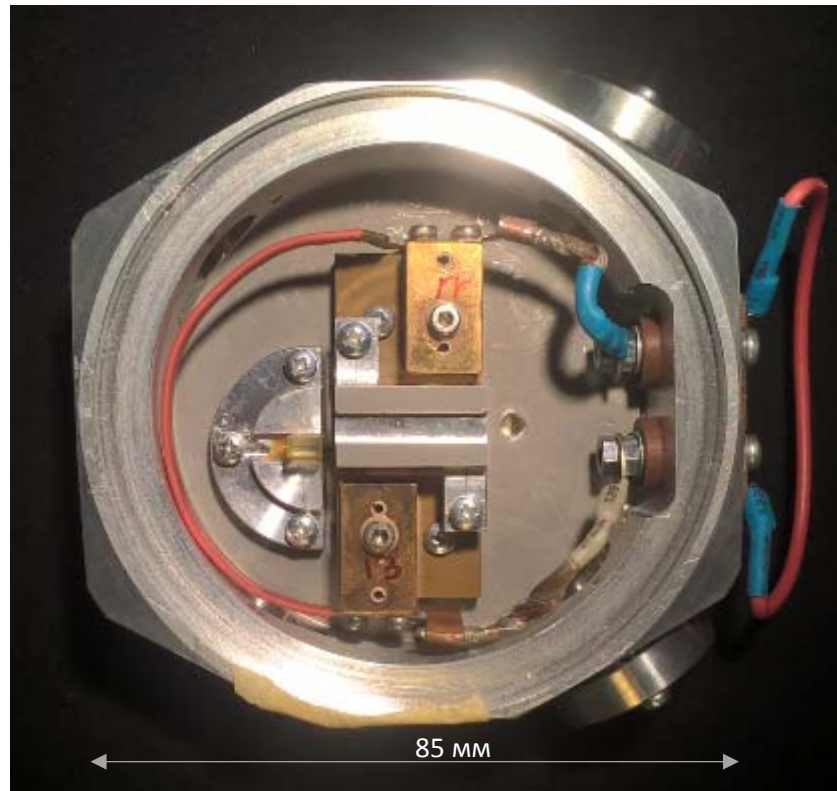


Рис. 14. Фотографія лабораторного макету підсилювача лазерних імпульсів.

Висновки

Створено лабораторний макет лазера з перспективним напівпровідниковим модулятором для отримання субнаносекундних лазерних імпульсів. Експериментально отримано характеристики напівпровідникового модулятора типу SESAM. Розроблено та створено оптичну схему автокорелятора для вимірювання дожини лазерних імпульсів до від 10 до 1000 пс. Розроблено експериментальний зразок підсилювача лазерних імпульсів.

Вступ

Перспективними для практичного використання є мікрочіпові лазери, що представляють собою монолітну конструкцію: активний елемент з модулятором та нанесеними дзеркалами. Такий дизайн вирізняється високою стабільністю до температурних коливань та механічних вібрацій.

Актуальною задачею у розробці мікролазерів є підвищення кутової яскравості при забезпеченні генерації одної поперечної моди. Існує відоме обмеження на енергію імпульсу що можна зняти з поперечного перерізу активного середовища. Тому шляхом збільшення потужності випромінювання є збільшення апертури резонатора і зменшення його довжини. Широкоапертурний резонатор буде генерувати моди високого порядку, що не дозволить отримати високу кутову яскравість.

Проведено моделювання формування лазерного імпульсу в твердотільному лазері з діодною на основі лазерних рівнянь показує, що для збільшення потужності випромінювання необхідне збільшення апертури резонатора і зменшення його довжини. Параметри симуляції відповідають довжині резонатора від 1 до 10 мм для поздовжньої накачки 808 (940) нм лазерного кристалу YAG:Nd, що генерує на довжині хвилі 1.064 (1.6) мкм. Більш висока концентрація Nd у лазерній кераміці дозволяє використовувати її в коротких резонаторах при збереженні енергетики. Для генерації пучка дифракційної якості необхідний компактний фільтруючий елемент [17 -19].

Показано перспективи використання тривимірного фотонного кристалу в резонаторі для кутової фільтрації. Показано можливість суттєвого підвищення кутової яскравості за рахунок використання фотонного кристалу у

мікрорезонаторі для генерації потужних субнаносекундних імпульсів дифракційної якості.

Запропоновано двовимірну кільцеву структуру для фільтрації мод широкоапертурного мікрочіпового лазера. У якості такого фільтруючого елементу запропоновано використання двовимірної фотонно-кристалічної структури. Ця структура є простішою у виготовленні та має менші геометричні розміри. Наявність структури у резонаторі дозволяє отримати вузький кутовий спектр генерації, що відповідає моді TEM₀₀.

1. Експериментальний зразок мікрочіпового лазера.

Спільно з компанією «Оптогама» (Литва) створено експериментальний зразок мікрочіпового лазера. На рис 1 наведено фотографія експериментального зразка мікрочіпового лазера.

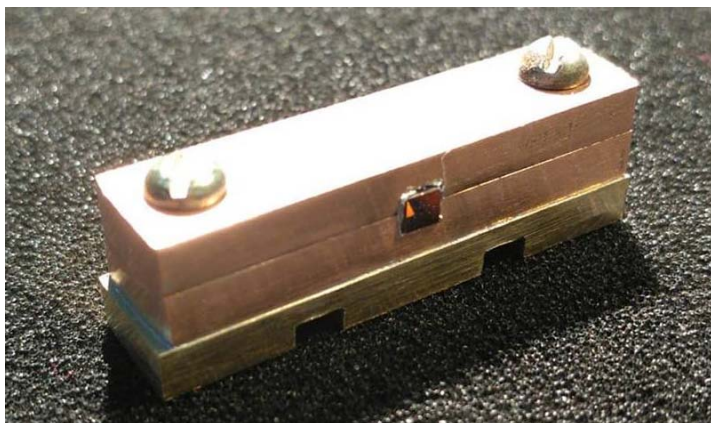
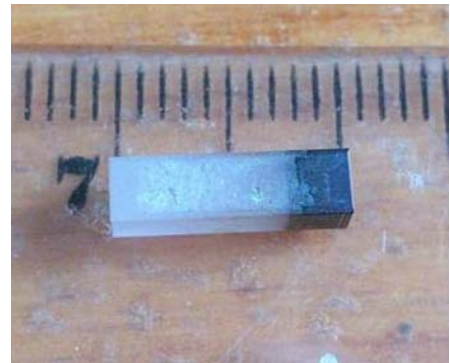


Рис. 1. Експериментальний зразок мікрочіпового лазера.

Експериментальний зразок мікрочіпового лазера виготовлений на активному елементі Nd:YAG з пасивним модулятором Cr:YAG та нанесеними дзеркалами на торцях. Мікрочіповий лазер накачується лазерним діодом LIMO 32 Вт в імпульсному режимі з частотою 200 Гц і тривалістю імпульсу накачки 250 мкс. Мікрочіповий лазер генерує імпульси на довжині хвилі 1064 нм тривалістю 1 нс і енергією 1 мДж. Потужність лазерного імпульсу складає 1 МВт.

Цей лазер був використаний для вимірювання характеристик напівпровідникового модулятора SESAM.

2. Кільцевий фотонний кристал для підвищення кутової яскравості.

Проведене моделювання формування лазерного імпульсу в твердотільному лазері з діодною на основі лазерних рівнянь показує, що для збільшення потужності випромінювання необхідне збільшення апертури резонатора і зменшення його довжини. Але широкоапертурні резонатори генерують багатомодовий у поперечному розрізі пучок не дифракційної якості. Для генерації пучка дифракційної якості необхідний компактний фільтруючий елемент.

Показано можливість суттєвого підвищення кутової яскравості за рахунок використання фотонного кристалу у мікрорезонаторі для генерації потужних субнаносекундних імпульсів дифракційної якості.

Запропоновано двовимірну кільцеву структуру для фільтрації мод широкоапертурного мікрочіпового лазера. У якості такого фільтруючого елементу запропоновано використання двовимірної фотонно-кристалічної структури. Ця структура є простою у виготовленні, має невеликі геометричні розміри. Наявність структури у резонаторі дозволяє отримати вузький кутовий спектр генерації, що відповідає моді TEM₀₀.

3. Виготовлення та оптимізація параметрів фотонного кристалу.

Відомі застосування аксиконів у лазерах для фільтрації мод та пар аксиконів для формування кільцевих пучків. Але аксикони не пропускають нульовий порядок (гаусів пучок). Таку властивість мають дифракційні аксикони (рис. 2), що створені з кілець рівної товщини (фазова дифракційна ґратка).

Один з варіантів задання структури визначається формулою залежністю фази φ від радіусу r :

$$\varphi(r) = \eta \cdot \pi \left(1 + \cos \left(\frac{2\pi r}{d} + \varphi_0 \right) \right)$$

де φ_0 – початкова фаза структури, d – період структури, η – коефіцієнт модуляції. Для рельєфних ґраток фаза структури пов'язана з висотою рельєфу h виразом:

$$\varphi(r) = \frac{2\pi(n-1)h(r)}{\lambda}$$

де n – показник заломлення матеріалу структури, λ – довжина хвилі. Звідки, для висоти рельєфу отримаємо вираз:

$$h(r) = \frac{\eta \cdot \lambda}{(2(n-1)) \left(1 + \cos \left(\frac{2\pi r}{d} + \varphi_0 \right) \right)}$$

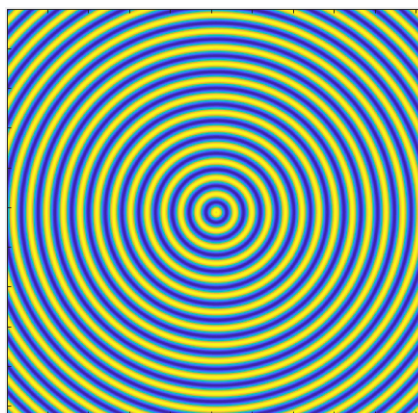


Рис. 2. Профіль дифракційного аксикону.

На Спеціалізованому підприємстві «Голографія» виготовлено зразки (рис. 3) таких структур літографічним методом з наступними характеристиками (Таблиця 2):

<i>параметр</i>	<i>значення</i>
Матеріал	полікарбонат
Період d, мкм	2
Діаметр, мм	3

Один із зразків (матриця) напильний шаром срібла товщиною кілька мікрон.

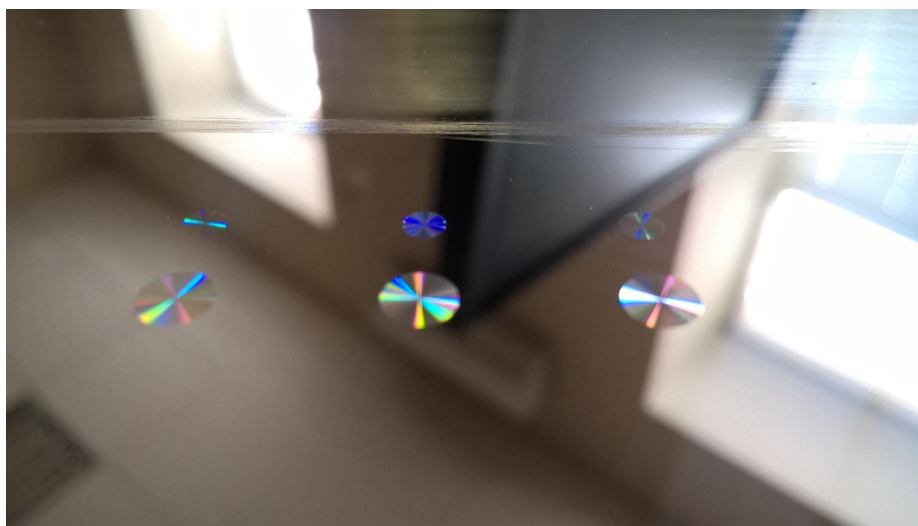
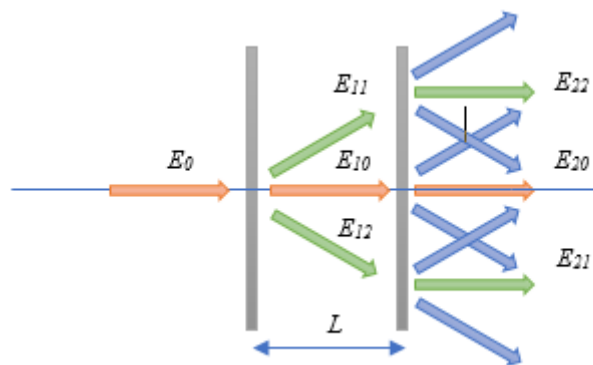


Рис. 3. Фотографія зразків двовимірної структури.

Принцип дії фотонного кристалу в наступному: падаючий на першу структуру лазерний промінь E_0 (рис. 4) дифрагує на структурі під кутами, що визначають періодом d . Дифраговані порядки E_{11} та E_{12} мають провал інтенсивності внаслідок різної кривизни (r) ліній ґратки справа та зліва від центру. Промені E_{11} та E_{12} дифрагують на другій структурі і дифраговані промені E_{22} та E_{21} розповсюджуються у тому ж напрямку, що і початковий промінь E_0 . При малій відстані L між структурами порівняно з шириною пучка E_0 , промені E_{20} , E_{21} та E_{22} просторово перекриваються та інтерферують між

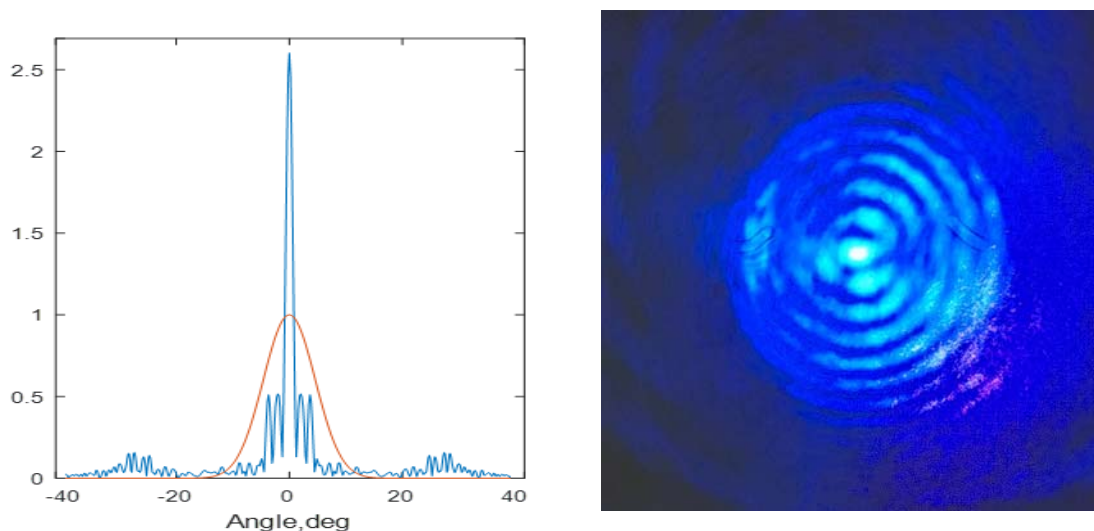
собою. В результаті інтерференції маємо кутову селекцію початкового променя. При багатократному проходженні такої структури промінь



розширюється, а його кутовий спектр звужується. Селективні властивості структури залежать від таких параметрів, як період d , відстань між елементами L та початкова фаза φ_0 .

Рис. 4. Принцип дії фотонного кристалу – кільцевої дифракційної структури.

Рис. 5. Картина дифракції при проходженні двох структур: модуляція центрального (нульового) порядку та інтерференція широких кілець першого порядку. Зліва – розрахунок перетворення кутового спектру лазерного пучка (ефект суперколімації), справа – експериментальний кутовий спектр.



4. Генерація багатомодового лазера з фотонним кристалом

Експериментальна схема мікролазера з діодною накачкою представлена на рис.

6. Лазерна кераміка YAG:Nd^{3+} накачується лазерним діодом з довжиною хвилі

808 нм у неперервному режимі через дихроїчне дзеркало (M_{dichroic}). Дифракційний аксикон (DA) розміщений у резонаторі поблизу вихідного дзеркала (M_{out}). Зразки таких конструкцій виготовляються літографічним методом на полікарбонаті з наступними характеристиками: період 2 мкм, діаметр 3 мм. На рис. 7 показано експериментально отриманий профіль сформованих мод за відсутності та наявності дифракційного елементу.

Експериментальні результати оптичного відгуку пари ДА добре узгоджуються з теоретичними прогнозами. Експериментальний мікролазер на кераміці YAG: Nd^{3+} показує перспективи запропонованого способу фільтрації поперечного режиму.

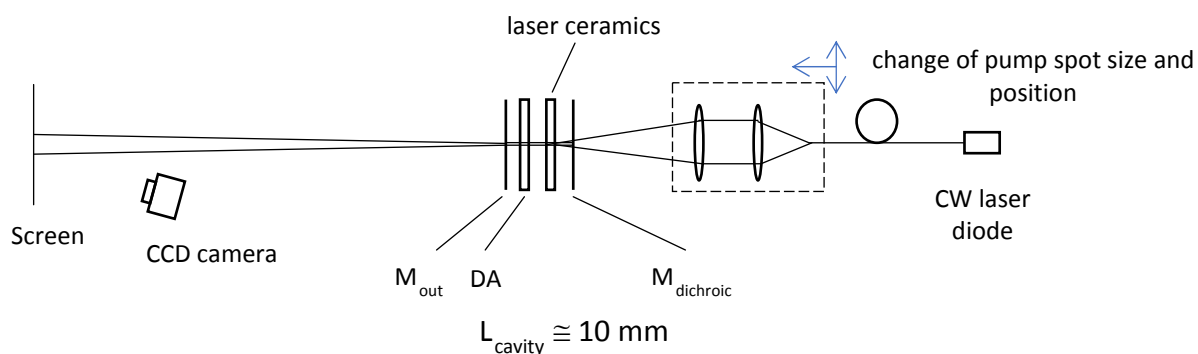


Рис. 6. Експериментальна схема лазера з дифракційними аксиконами.

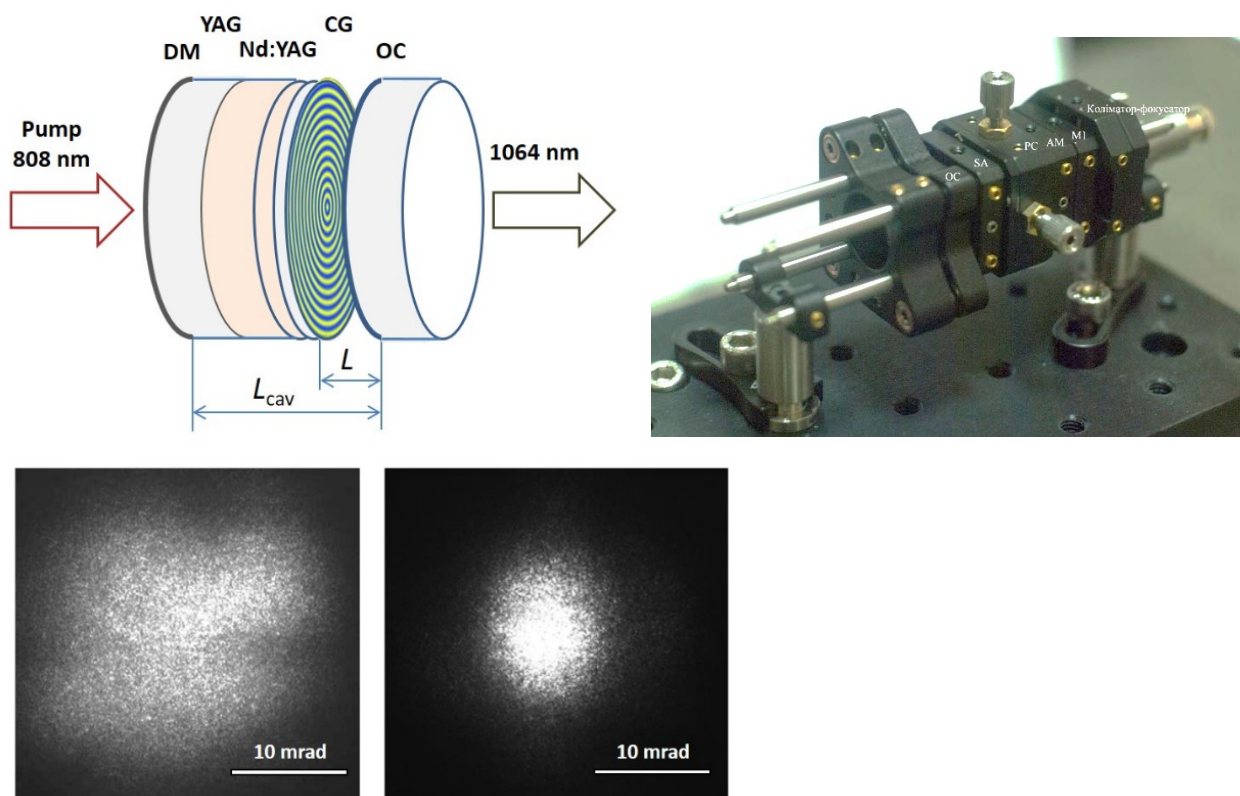


Рис. 7. Дизайн мікролазера та фотографія лабораторного макету, розподіл інтенсивності генерації в дальній зоні при відсутності дифракційного елементу (зліва) та з дифракційним елементом (справа).

ВИСНОВКИ

Проведено огляд літератури та вибрано технічні рішення для створення компактних енергоефективних імпульсних лазерів на кераміці для лазерно-локаційних систем наземного та космічного базування.

Розроблена оптична кераміка для компактних енергоефективних імпульсних лазерів. Розроблено та оптимізувано технологію синтезу високолегованої кераміки YAG:R ($R=N^{d3+}, Yb^{3+}, Cr^{4+}$) для компактних енергоефективних імпульсних лазерів, а також уніфікувати технологічні режими виготовлення багат шарової кераміки, що має різний хімічний склад. Розроблений метод формування однорідної багат шарової лазерної кераміки, що забезпечить покращені функціональні характеристики лазерних систем.

Створено лабораторний макет лазера з перспективним напівпровідниковим модулятором для отримання субнаносекундних лазерних імпульсів. Експериментально отримано характеристики напівпровідникового модулятора типу SESAM. Розроблено та створено оптичну схему автокорелятора для вимірювання дожини лазерних імпульсів до від 10 до 1000 пс. Розроблено експериментальний зразок підсилювача лазерних імпульсів.

Створено експериментальний зразок імпульсного мікрочіпового лазера потужністю 1 МВт (з довжиною імпульсу 1 нс та енергією 1 мДж). Розраховано, оптимізовано параметри та виготовлено експериментальні зразки фотонних кристалів для підвищення кутової яскравості мікролазера. Показано, що запропонована кільцева дифракційна структура може служити ефективним кутовим фільтром для мікрочіпових лазерів, що дозволить підвищити потужність лазерного випромінювання при збереженні дифракційної якості лазерного пучка.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Rice R. W. The porosity dependence of physical properties of materials: a summary review / R. W. Rice // Key Engineering Materials. — 1996. — Vol. 115. — P. 1–20.
2. Ikesue A. Optical scattering centers in polycrystalline Nd:YAG laser / A. Ikesue // J. Am. Ceram. Soc. — 1997. — Vol. 22, No. 191734. — P. 1517–1522.
3. Messing G. L. Toward pore-free ceramics / G. L. Messing, A. J. Stevenson // Science. — 2008. — Vol. 322, No. October. — P. 383–384.
4. Zhang W. Assessment of light scattering by pores in nd:yag transparent ceramics / W. Zhang, T. Lu, N. Wei [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. — 2012. — Vol. 520. — P. 36–41.
5. Apetz R. Transparent alumina : a light-scattering model / R. Apetz, M. P. B. Van Bruggen // J. Am. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 86, No. 3. — P. 480–486.
6. Boulesteix R. Highly transparent Nd:Lu₂O₃ ceramics obtained by coupling slip-casting and spark plasma sintering / R. Boulesteix, R. Epherre, S. Noyau[et al.] // Scripta Materialia. — 2014. — Vol. 75. — P. 54–57.
7. Boulesteix R. Microstructural evolution during vacuum sintering of yttrium aluminum garnet transparent ceramics: toward the origin of residual porosity affecting the transparency / R. Boulesteix, A. Maître, L. Chrétien [et al.] // Journal of the American Ceramic Society. — 2013. — Vol. 96, No. 6. — P. 1724–1731.
8. Pabst W. Porosity and pore size dependence of the real in-line transmission of yag and alumina ceramics / W. Pabst, J. Hostaša, L. Esposito // Journal of the European Ceramic Society. — 2014. — Vol. 34, No. 11. — P. 2745–2756.
9. Liu W. Sintering and laser behavior of composite YAG/Nd:YAG/YAG transparent ceramics / W. Liu, Y. Zeng, J. Li [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. — 2012. — Vol. 527. — P. 66–70.
10. Li Q. Effect of pores on transmission properties of transparent ceramics / Q. Li, G. P. Zhang, H. Wang, L. W. Lei // Optoelectronics and Advanced Materials, Rapid Communications. — 2011. — Vol. 5, No. 6. — P. 673–676.
11. Ikesue A. Influence of pore volume on laser performance of Nd:YAG ceramics / A. Ikesue, K. Yoshida // Journal of Materials Science. — 1999. — Vol. 34, No. 6. — P. 1189–1195.

12. Boulesteix R. Light scattering by pores in transparent nd:yag ceramics for lasers: correlations between microstructure and optical properties / R. Boulesteix, A. Maître, J.-F. Baumard [et al.] // Optics Express. — 2010. — Vol. 18, No. 14. — P. 14992.
13. Boulesteix R. Quantitative characterization of pores in transparent ceramics by coupling electron microscopy and confocal laser scanning microscopy / R. Boulesteix, A. Maître, J. F. Baumard, Y. Rabinovitch // Materials Letters. — 2010. — Vol. 64, No. 16. — P. 1854–1857.
14. Li C. Scattering effect and laser performance for the Nd:YAG transparent ceramics / C. Li, W. Liu, H. Gao [et al.] // Applied Physics B: Lasers and Optics. — 2011. — Vol. 104, No. 3. — P. 625–631.
15. Get'Man O. I. Effect of microwave heating on the mass transfer, phase formation, and microstructural transformations in the Y₂O₃-Al₂O₃ diffusion couple / O. I. Get'Man, V. V. Panichkina, L. N. Paritskaya[et al.] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. — 2014. — Vol. 53, No. 1–2. — P. 8–18.
16. Yavetskiy R. P. Microstructure evolution of SiO₂, ZrO₂-doped Y₃Al₅O₁₂:Nd³⁺ ceramics obtained by reactive sintering / R. P. Yavetskiy, D. Y. Kosyanov, A. G. Doroshenko [et al.] // Ceramics International. — 2015. — Vol. 41, No. 9PartB. — P. 11966–11974.
17. D.Gailevicius, V.Koliadenko, V.Purlys, M.Peckus, V.Taranenko, K.Staliunas. Photonic Crystal Microchip Laser. Sci. Rep. 6, 34173 (2016).
18. Maigyte, L. et al. Signatures of light-beam spatial filtering in a three-dimensional photonic crystal. Phys. Rev. A82, 043819 (2010).16. Maigyte, L. & Staliunas, K. Spatial filtering with photonic crystals. Appl. Phys. Rev.2, 011102 (2015).17. Purlys, V. et al. Spatial filtering by chirped photonic crystals. Phys. Rev. A87, 033805 (2013).18. Purlys, V. et al. Spatial filtering by axisymmetric photonic microstructures. Opt. Lett.39, 929–932 (2014).
19. Photonic Crystal Microchip Laser. Available from: https://www.researchgate.net/publication/308752482_Photonic_Crystal_Microchip_Laser [accessed Dec 26 2018].