

Министерство образования Республики Беларусь

**Учреждение образования
«Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины»**

**Белорусский республиканский
фонд фундаментальных исследований**

**III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ**

**«ПРОБЛЕМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ
С ВЕЩЕСТВОМ»**

**(ПОСВЯЩАЕТСЯ 85-ЛЕТИЮ
СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Б.В. БОКУТЯ)**

(Гомель, 9–11 ноября 2011 года)

МАТЕРИАЛЫ

В двух частях

Часть 2

Гомель, 2011

«Проблемы взаимодействия излучения с веществом»,
III Международная научная конференция, посвященная 85-летию со дня рождения Б.В. Бокутя (2011, Гомель). III Международная научная конференция «Проблемы взаимодействия излучения с веществом», посвященная 85-летию со дня рождения Б.В. Бокутя, 9–11 ноября 2011 г.: [материалы] в 2 частях. Ч. 2 / редкол.: А.В. Рогачев (гл. ред.) [и др.]. – Гомель: ГГУ им. Ф. Скорины, 2011. – 216 с.

В сборнике помещены материалы докладов III Международной научной конференции, посвященной 85-летию со дня рождения Б.В. Бокутя, по следующим направлениям: нелинейная оптика, оптическая гиротропия, упругие волны, фотоакустика, акустооптика, электрослабые свойства микрочастиц, электродинамические и адронные процессы взаимодействия, гравитация, физика лазеров и лазерные технологии, ионно-лучевые и плазменные технологии, формирование структуры и свойства покрытий, инструменты и методы автоматизации научных исследований, моделирование систем и процессов, моделирование и обработка изображений, стратегия формирования образовательно-научной инфосреды.

Адресуется научным работникам, аспирантам, магистрантам, студентам.

Редакционная коллегия:

А.В. Рогачев (главный редактор), О.М. Демиденко, А.Н. Сердюков,
Н.В. Максименко, И.В. Семченко, С.А. Хахомов, Ю.В. Никитюк,
О.М. Дерюжкова, Н.А. Алешкевич, В.В. Андреев, В.Д. Левчук,
В.Н. Мышковец, Е.Б. Шершнев



Борис Васильевич Бокуть
(27.10.1926 – 15.03.1993)

III Международная научная конференция
ПРОБЛЕМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ
С ВЕЩЕСТВОМ

(Посвящается 85-летию
со дня рождения Б.В. Бокутя)

9–11 ноября 2011 г.

Гомель, Беларусь

Конференция посвящена 85-летию со дня рождения Б.В. Бокутя – выдающегося белорусского физика и организатора науки, академика АН БССР, ректора Гомельского государственного университета (1973–1989 годы), лауреата Государственной премии СССР, автора более 200 научных работ, в том числе 3 монографий и 20 изобретений. Конференция работала по направлениям, в развитие которых Б.В. Бокуть внес существенный вклад: нелинейная оптика, кристаллооптика, физика лазеров, теория электромагнетизма, лазерные технологии, акустооптика.

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

1. Борисевич Николай Александрович, академик (председатель)
2. Рогачев Александр Владимирович, член-корр. (зам. председателя)
3. Сердюков Анатолий Николаевич, член-корр. (зам. председателя)
4. Апанасевич Павел Андреевич, академик
5. Афанасьев Анатолий Александрович, член-корр.
6. Барковский Леонид Матвеевич, профессор
7. Белый Владимир Николаевич, профессор
8. Воропай Евгений Семенович, профессор
9. Гончаренко Андрей Маркович, академик
10. Достанко Анатолий Павлович, академик
11. Казак Николай Станиславович, академик
12. Константинова Алиса Федоровна, профессор (Россия)
13. Максименко Николай Васильевич, профессор
14. Мышкин Николай Константинович, академик
15. Орлович Валентин Антонович, академик
16. Плескачевский Юрий Михайлович, член-корр.
17. Редько Всеволод Петрович, член-корр.
18. Семченко Игорь Валентинович, профессор
19. Сихвола Ари, профессор (Финляндия)
20. Третьяков Сергей Анатольевич, профессор (Финляндия)
21. Хаткевич Анатолий Григорьевич, профессор

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

1. Демиденко Олег Михайлович,
проректор по научной работе УО «ГГУ им. Ф. Скорины»
(председатель)
2. Хахомов Сергей Анатольевич,
проректор по учебной работе УО «ГГУ им. Ф. Скорины»
(зам. председателя)
3. Никитюк Юрий Валерьевич,
декан физического факультета УО «ГГУ им. Ф. Скорины»
(зам. председателя)
4. Дерюжкова Оксана Михайловна,
заместитель декана физического факультета УО «ГГУ им. Ф. Скорины»
по науке (ученый секретарь)
5. Коваленко Дмитрий Леонидович,
заместитель декана физического факультета УО «ГГУ им. Ф. Скорины»
(секретарь)
6. Бордусов Сергей Валентинович,
профессор кафедры электронной техники и технологии УО «БГУИР»
7. Алешкевич Николай Александрович,

заведующий кафедрой оптики УО «ГГУ им. Ф. Скорины»

8. Андреев Виктор Васильевич,

заведующий кафедрой теоретической физики УО «ГГУ им. Ф. Скорины»

9. Левчук Виктор Дмитриевич,

заведующий кафедрой АСОИ УО «ГГУ им. Ф. Скорины»

10. Мышковец Виктор Николаевич,

заведующий кафедрой радиофизики и электроники УО «ГГУ им. Ф. Скорины»

11. Шершнев Евгений Борисович,

заведующий кафедрой общей физики УО «ГГУ им. Ф. Скорины»

СЕКЦИИ КОНФЕРЕНЦИИ

1. «Оптика и акустика кристаллов»

(нелинейная оптика, гиротропия в оптике и акустике кристаллов)

Председатели:

Сердюков Анатолий Николаевич, член-корр.

Шепелевич Василий Васильевич, профессор

2. «Теория фундаментальных взаимодействий»

(электрослабые свойства микрочастиц, электродинамические и адронные процессы взаимодействия, гравитация)

Председатели:

Тимошин Сергей Иванович, профессор

Максименко Николай Васильевич, профессор

3. «Новые материалы и технологии»

(физика лазеров и лазерные технологии, ионно-лучевые и плазменные технологии, формирование структуры и свойства покрытий)

Председатели:

Рогачев Александр Владимирович, член-корр.

Воропай Евгений Семенович, профессор

4. «Автоматизация научных исследований»

(инструменты и методы автоматизации научных исследований, моделирование систем и процессов, моделирование и обработка изображений, стратегия формирования образовательно-научной инфосреды)

Председатели:

Демиденко Олег Михайлович, профессор

Левчук Виктор Дмитриевич, доцент

ПОРЯДОК РАБОТЫ КОНФЕРЕНЦИИ

9 ноября 2011 г.

9⁰⁰–13⁰⁰ – регистрация участников
(ГГУ им. Ф. Скорины, ул. Советская, 102, корпус № 5, фойе 1 этажа)

14⁰⁰ – возложение цветов к мемориальной доске Б.В. Бокутя
(ГГУ им. Ф. Скорины, ул. Советская, 102, корпус № 5)

14³⁰–17³⁰ – открытие конференции, пленарное заседание
(ГГУ им. Ф. Скорины, ул. Советская, 108, корпус № 1, актовый зал)

18⁰⁰ – конференционный ужин (ул. Песина, 4)

10 ноября 2011 г.

9⁰⁰–12⁰⁰ – работа секций

Секция «Оптика и акустика кристаллов»

Ауд. 2-24, корпус № 5, ул. Советская, 102

Секция «Теория фундаментальных взаимодействий»

Зал заседаний ГГУ ауд. 1-20, корпус № 4, ул. Советская, 104

Секция «Новые материалы и технологии»

Зал заседаний ГГУ (Читальный зал), корпус № 4, ул. Советская, 104

Секция «Автоматизация научных исследований»

Ауд. 4-10, корпус 5, ул. Советская, 102

12²⁰–13⁰⁰ – стендовые доклады

Выставочный зал, корпус № 4, ГГУ им. Ф. Скорины.

13⁰⁰–14⁰⁰ – обеденный перерыв

14⁰⁰–15⁰⁰ – работа секций

Секция «Оптика и акустика кристаллов»

Ауд. 2-24, корпус № 5, ул. Советская, 102

Секция «Теория фундаментальных взаимодействий»

Зал заседаний ГГУ ауд. 1-20, корпус № 4, ул. Советская, 104

Секция «Новые материалы и технологии»

Зал заседаний ГГУ (Читальный зал), корпус № 4, ул. Советская, 104

Секция «Автоматизация научных исследований»

Ауд. 4-10, корпус № 5, ул. Советская, 102

14⁰⁰–16⁰⁰ – обсуждение результатов конференции

16⁰⁰ – экскурсия в дворцово-парковый ансамбль Румянцевых и Паскевичей

(Сбор у корпуса № 5 ГГУ им. Ф. Скорины ул. Советская, 102)

11 ноября 2011 г.

12⁰⁰–13⁰⁰ – посещение лабораторий физического факультета
(ГГУ им. Ф. Скорины ул. Советская, 104, 102, корпуса № 4, № 5)

РЕГЛАМЕНТ

Доклады на пленарном заседании	—	до 20 минут
Доклады и сообщения на секциях	—	до 10 минут
Участие в дискуссиях	—	до 5 минут

WWW страница: <http://gsu.by/Vokut2011/>

ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ

1. **Рогачев А.В.**, ректор УО «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины».

Открытие конференции.

2. **Казак Н.С.** ГНУ «Институт физики имени Б.И.Степанова» НАН Беларуси.

Бокуть Б.В. – человек, патриот, ученый.

3. **Орлович В.А.**, председатель Научного совета БРФФИ, директор Исполнительной дирекции, г. Минск.

Вынужденное комбинационное рассеяние в кристаллах: последние достижения и перспективы практического использования.

4. **Рогачев А.В.**, ректор УО «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины».

Плазмохимический синтез, структура и свойства формируемых нанокomпозиционных слоев.

5. **Larsson M.** Stockholm University, Stockholm, Sweden.

Free electron laser research in molecular physics.

6. **Андреев В.В., Максименко Н.В.** УО «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины».

Поляризуемость элементарных частиц в теоретикополевоm подходе.

7. **Константинова А.Ф., Головина Т.Г., Евдищенко Е.А., Набатов Б.В., Константинов К.К.** Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Россия.

Поглощающие оптически активные кристаллы моноклинного класса 2.

8. **Сердюков А.Н.** УО «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины».

Минимальная релятивистская теория гравитационного поля.

9. **Белый В.Н., Казак Н.С., Хило Н.А.** ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова».

Современные тенденции в развитии линейной и нелинейной оптики квазибездифракционных световых пучков.

10. **Семченко И.В., Хахомов С.А.** УО «Гомельский государственный университет имени Ф. Скорины».

Электромагнитные волны в искусственных и природных спирально-структурированных системах с оптимальными параметрами.

11. **Viarbitskaya S.A., Dujardin E., Girard C.** NanoSciences Group, CEMES/CNRS UPR 8011, 29 rue Jeanne Marvig, 31055 Toulouse Cedex 4, France.

Self-assembled nanoplasmonics.

СЕКЦИЯ «НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ»

Председатели – Рогачёв А.В., Воропай Е.С.

Д.В. Алексюк, И.Н. Дмитрук

**Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,
Киев, Украина**

ИЗГОТОВЛЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ БЛАГОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ И ИХ ИССЛЕДОВАНИЕ

Введение

Наноструктуры используются уже достаточно длительное время, но только в последние несколько десятилетий ученые начали интенсивно изучать их свойства. Прежде всего, это связано с улучшением научно-инструментальной базы, появлению новых методов исследования и увеличению вычислительных мощностей современных компьютеров. Все это позволило более детально изучить удивительные свойства наночастиц. Также, к изучению наноструктур привели поиски новых материалов с наперед заданными свойствами.

Большая заинтересованность нанообъектами поставила задачу об эффективном и относительно простом методе изготовления наночастиц из широкого спектра материалов, также к этим условиям можно добавить и малый разброс в размерах наночастиц. Все эти условия можно выполнить, используя метод лазерной абляции [1–2].

В данной работе описан метод лазерной абляции благородных металлов в растворе, в качестве примера выбрано серебро. Показаны основные преимущества и недостатки метода, а также приведены результаты спектроскопического исследования образцов, полученных данным методом.

1. Лазерная абляция

Лазерная абляция – удаления вещества с поверхности под действием лазерного излучения. Образец в вакуумной камере облучается лазерным излучением, вследствие чего материал, вырванный с поверхности, оседает на стенках камеры. Такая система широко используется для напыления тонких пленок [1].

В данной работе источником наночастиц служит порошок из серебра, растворенный в дистиллированной воде. Принципиальным отличием абляции в вакуумной камере и в растворе является то, что

в растворе, разделившиеся частицы, могут снова попасть под излучение и поделиться снова. Такое деление возможно до момента, когда мощности лазерного излучения уже будет недостаточно для последующего деления [3]. Данное обстоятельство фиксирует минимальное значение размера наночастиц во время абляции и способствует уменьшению разброса частиц по размерам.

На рисунке 1 изображена схема по приготовлению наночастиц в растворе. В данной работе использовался азотный лазер с линией генерации на длине волны 337,1 нм. Длина импульса порядка 6 нс, пиковая мощность 240 кВт, частота генерации 10 Гц. Излучение из лазера фокусировалось короткофокусной линзой внутри кюветы, где и проходил процесс абляции. Для постоянной смены рабочего объема использовался магнитный перемешиватель, который состоит из двух частей: небольшого магнита в тefлоне, помещенного в кювету, и вращающегося магнита под кюветой.

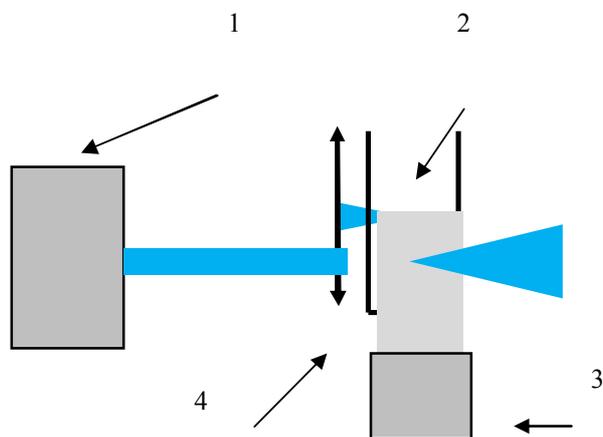


Рисунок 1 – Схема установки по изготовлению наночастиц:

- 1 – лазер,
- 2 – кювета с раствором,
- 3 – магнитный перемешиватель,
- 4 – линза

Время облучения подбиралось эмпирическим путем. Через небольшие интервалы времени проводились измерения люминесценции и отбирались образцы с максимальной интенсивностью свечения.

2. Исследование наночастиц

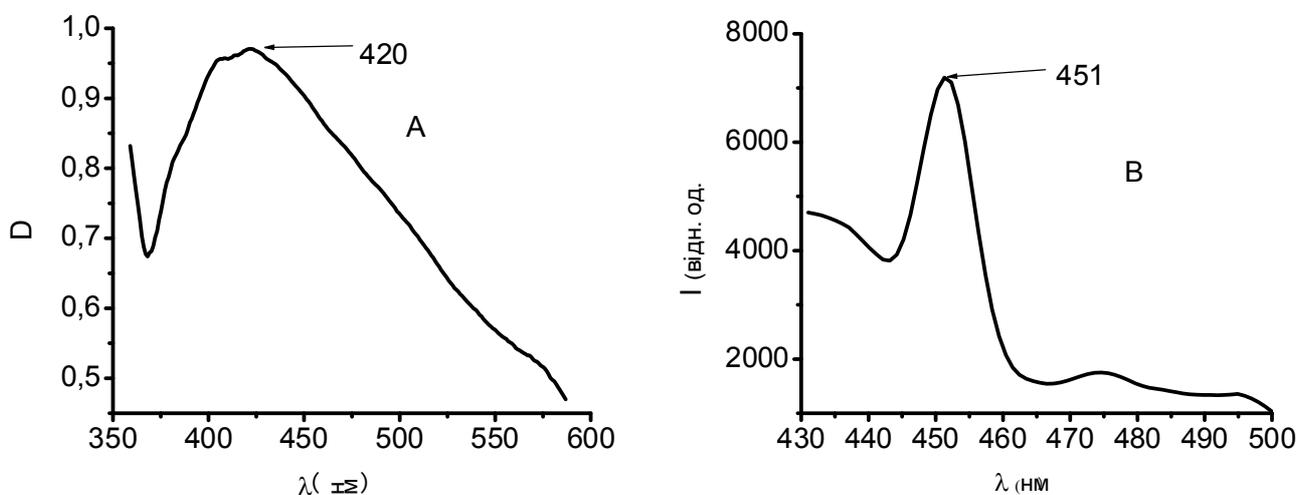


Рисунок 2 – Спектры поглощения (А) и люминесценции (В) наночастиц серебра

Спектры люминесценции и поглощения записывались с помощью

решеточного монохроматора МДР-3, в качестве приемника использовался ФЭУ-100. В качестве источника излучения использовался полупроводниковый лазер с линией генерации на 406 нм для спектров люминесценции и галогеновая лампа для спектров поглощения вместе с фильтрами СС2 и СЗС7.

На рисунке 2 изображены спектры поглощения и люминесценции наночастиц серебра после 30 минут абляции. В спектре люминесценции виден четкий пик с максимумом на длине волны 451 нм. Зон-зонная люминесценция у серебра начинается с 360 нм и в сторону меньших длин волн, поэтому пик люминесценции может принадлежать резонансной плазмонной люминесценции [4]. Данные спектры не позволяют определить размеры наночастиц, но позволяют сделать предположение о том, что размеры частиц в растворе будут меньше 15–20 нм [4].

Заключение

Лазерная абляция является перспективным методом получения наночастиц широкого спектра материалов. Одним из главных недостатков метода является то, что невозможно использовать данный метод в массовом производстве наночастиц, поскольку он получится слишком дорогой и энергозатратный. Важными плюсами являются: скорость производства частиц (при использовании мощного лазера – минуты) и малый разброс в распределении частиц по размерам.

Представленные спектры позволяют с уверенностью утверждать о наличии наночастиц в растворе, а также сделать предположение о том, что размер частиц меньше 15–20 нм [4].

Литература

1. Симакин, А.В. Образование наночастиц при лазерной абляции твердых тел в жидкостях / А.В. Симакин, В.В. Воронов, Г.А. Шафеев // Труды института общей физики им А.М. Прохорова. – 2004. – Т. 60. – С. 83.
2. Заведеев, Е.В. Образование наноструктур при лазерной абляции серебра в жидкостях / Е.В. Заведеев, А.В. Петровская, А.В. Симакин, Г.А. Шафеев // Квантовая электроника. – 2006. – № 10. – С. 978.
3. Baranov, A.V. / A.V. Baranov, Yu.P. Rakovich, J.F. Donegan [et al.] // Phys. Rev. B. – 2003. – Vol. 68. – P. 165306.
4. Optical Properties of Metal Nanoshells / Hao Encai, Li Shuyou, C. Ryan George, C. Schatz [et al.] // J. Phys. Chem. B. – 2004. – Vol. 108. – P.1224–1229.

Н.А. Алешкевич, В.В. Кравченко, С.В. Короткевич

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЙ КОНТРОЛЬ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Износостойкость различных узлов трения машин и механизмов зависит как от рода материала пары трения и качества обработки их поверхности, так и от типа применяемых смазочных материалов. В процессе эксплуатации в зоне фрикционного контакта в смазке протекают различные физико-химические процессы, приводящие к изменению свойств смазки, что в свою очередь снижает работоспособность узлов трения. Очевидно, что контроль за состоянием смазки дает возможность повысить продолжительность службы узлов трения, а также оптимизировать сроки замены смазочного материала в зависимости от режимов эксплуатации. Эффективными методами исследования и контроля смазочных материалов являются оптическая спектроскопия и люминесцентный анализ [1,2].

Спектрально-люминесцентный анализ относится к числу наиболее чувствительных и универсальных методов молекулярной спектроскопии, позволяющих исследовать объекты как органической, так и неорганической природы. Спектры люминесценции содержат информацию не только о составе, но и о структурных изменениях, происходящих в исследуемых объектах в процессе эксплуатации. Молекулярная спектроскопия, особенно инфракрасная спектроскопия в последние годы широко используется для оценки ряда качественных параметров масла – содержание воды, топлива, охлаждающей жидкости (гликоля), сажи, продуктов окисления и присадок.

Так как большинство работавших масел представляет собой сложную смесь различных молекул, включая молекулы базовой основы масла, присадок, продуктов старения масла, частиц износа и загрязнений, то инфракрасный спектр масла обычно сложный и может быть интерпретирован с некоторой степенью неопределенности (рисунок 1) [3].

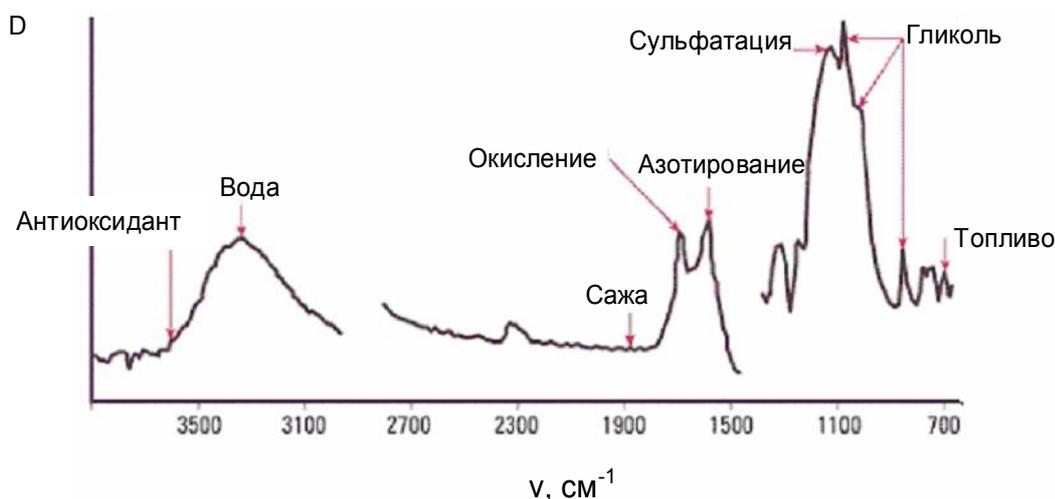


Рисунок 1 – Характерный ИК-спектр отработанного масла

Вместе с ИК-спектроскопией для контроля свойств масла используется флуоресцентная спектроскопия. Флуоресценция – излучение света молекулами, при переходе из электронного возбужденного состояния в основное. При этом спектр излучения обычно лежит в диапазоне от ультрафиолетовых до видимых длин волн, иногда в ближнем ИК диапазоне. Развитие и применение люминесцентных методов исследования способствует пониманию все более тонких аспектов элементарных процессов, происходящих как на макро, так и микро уровнях. Разработка и совершенствование методов оценки надежности и долговечности узлов трения напрямую связано с исследованием физико-химических процессов, происходящих непосредственно в зоне фрикционного контакта и в смазочной среде в целом.

Несмотря на то, что флуоресцентная спектроскопия не позволяет оценивать концентрацию отдельных компонентов, она дает информацию об общем, “интегрированном” состоянии масла [4]. И в тех случаях, где такая информация является достаточной для оценки работоспособности масла, методы флуоресцентного анализа дают возможность создания портативных датчиков, встроенных в систему смазывания.

Нами исследовалась возможность установления предельных сроков эксплуатации смазочных материалов при трении по их люминесцентным свойствам. Оценивались корреляционные изменения спектроскопических и люминесцентных свойств моторного масла М14Г2Ц в процессе эксплуатации локомотива. Заправочный объем двигателя локомотива составляет 1200 л. Пробег локомотива до смены масла в двигателе – 60000 км.

Анализ проводился непосредственно по спектрам поглощения и

люминесценции. В спектрах поглощения проявляются две характерные полосы электронных переходов с максимумами около 38800 см^{-1} и 29800 см^{-1} , для которых изменение оптической плотности коррелирует с соответствующим старением смазочного материала. Соответствующие корреляции наблюдаются и для интенсивности люминесценции, которая представлена широкой полосой с максимумом около 23800 см^{-1} .

При анализе спектров люминесценции исследуемых композиций обнаружены изменения относительной интенсивности люминесценции. Уменьшение относительной интенсивности максимума люминесценции свидетельствует о физико-химических превращениях, происходящих в исследуемых соединениях при трибопроцессах, причем, как показали дополнительные трибоиспытания, изменения спектральных и люминесцентных свойств смазочных композиций, связанные с протекающими в них физико-химическими процессами, коррелирует с соответствующими изменениями значений коэффициента трения.

Были также исследованы спектрально-люминесцентные свойства смазок СМ-01Л, Литол-24 + МКФ-18, СМ 158М, СМ 158 и установлено, что физико-химические превращения приводят к изменению цвета, вязкости, антифрикционных и других свойств хемосорбированного слоя, а также к смолообразным (лаковым) отложениям на поверхности. По изменению хромофорных характеристик смазочных материалов и цветам побежалости сопряжённых поверхностей при трении можно спектрально-люминесцентными методами оценивать триботехнические свойства смазок и присадок к ним.

Таким образом, люминесцентный метод можно исследовать для исследования состояния и свойств, как объемных, так и граничных смазочных слоев. С практической точки зрения он позволяет однозначно и более точно определить предельную длительность эксплуатации смазочного материала трибосопряжения как непосредственно, так и путем отбора проб, значительно повысить многократность и уменьшить продолжительность испытаний, дает возможность целенаправленного прогноза по улучшению смазочных свойств рабочих жидкостей, смазок и масел.

Литература

1. Спиркин, В.Г. Топлива, смазочные материалы, технические жидкости. Ассортимент и применение: Справочник. 2-е изд. Под ред. В.М. Школьников. – М.: Химия, 1999. – 431 с.
2. Заславский, Ю.С. Трибология смазочных материалов. / Ю.С. Заславский. – М.: Химия, 1991. – 230 с.

3. Маркова, Л.В. Трибодиагностика машин. / Л.В. Маркова. – Мн.: Бел. нав., 2005. – 254 с.

4. Алешкевич, Н.А. Спектрально-люминесцентные методы контроля смазочных композиций / Н.А. Алешкевич, В.В. Кравченко // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. “Поликомтриб 2005”. – Гомель. – 2005. – С. 183.

**М.К. Аль-Муханна¹, А.А. Рыжевич², С.В. Солоневич²,
Т.А. Железнякова³**

¹Центр Науки и Технологии Короля Абдулазиза, Саудовская Аравия

²Институт физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

³Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

МЕТОДЫ ФОРМИРОВАНИЯ И СВОЙСТВА ЯЧЕИСТЫХ ЛАЗЕРНЫХ ПОЛЕЙ

Периодические структуры широко применяются в современной физике. Для их создания иногда используются периодические световые поля. Под световыми полями с ячеистым распределением интенсивности понимают поля, имеющие в поперечном сечении четко выраженные локальные световые максимумы интенсивности конечных размеров определенной формы, расположенные в определенном порядке. Максимумы интенсивности ячеистого поля не обязательно распределены периодически в плоскости поперечного сечения поля, однако, поперечное распределение интенсивности, как правило, имеет какую-либо симметрию. Поля с ячеистым распределением интенсивности могут быть получены тремя функционально различными методами: с помощью голограмм, перестраиваемых пространственных модуляторов света (SLM), а также посредством суперпозиции нескольких световых волн (пучков). Поскольку в настоящее время особая важность придается практическим аспектам, следует отметить, что голографический метод имеет меньшую ценность в силу того, что голографические оптические элементы, предназначенные для формирования полей нужного типа, как правило, обладают относительно небольшой лучевой прочностью, что не позволяет формировать лазерные поля необходимой для многих практических применений мощности. Современные SLM на базе управляемых микрзеркал уже позволяют преобразовывать достаточно мощное излучение, однако при этом не всегда позволяют получить необходимые

углы отклонения парциальных световых пучков. В настоящей работе описаны весьма перспективные для различных практических применений методы формирования квазипериодических ячеистых световых полей посредством суперпозиции четырех и трех парциальных световых пучков.

Четыре когерентных между собой пучка одинаковой интенсивности можно получить с помощью трех светоделительных элементов либо рефрактивного элемента. В качестве рефрактивного элемента может выступать либо комбинация двух бипризм Френеля, сложенных вплотную друг к другу, либо оптический элемент нового типа в виде четырехгранной пирамиды [1]. В результате исследований нами сделан вывод, что организовать суперпозицию нескольких волн с помощью только одного или двух рефрактивных элементов гораздо проще и удобней, чем с помощью семи- и более предметного комплекта из светоделительных и отражающих элементов, применяющиеся для разделения световых лазерных пучков. В случае использования только рефрактивных элементов обеспечивается стабильность конфигурации оптической схемы и, следовательно, структуры формируемого светового поля. При этом, конечно, отсутствует возможность плавной перестройки, например, угла схождения световых пучков, однако в силу высоких требований к точности расположения локальных световых максимумов, имеющих микронные размеры, схемы без использования светоделительных элементов в большинстве случаев более предпочтительны.

Для формирования и исследования ячеистых квадропучков использовалась стеклянная пирамида с углом при основании 5 градусов [1]. Нами впервые исследовано продольное распределение интенсивности в квадропучках в зависимости от расходимости исходного светового пучка конечной апертуры, падающего на пирамидальный оптический элемент. Если на пирамиду падает коллимированный световой пучок конечной апертуры, квадропучок формируется в области, представляющей собой две одинаковые пирамиды, соединенные своими квадратными основаниями. При изменении поперечных размеров квадропучка размер ячеек интенсивности в данном случае практически не изменяется. Поле имеет осевую симметрию четвертого порядка. С увеличением продольной координаты средняя интенсивность в поперечном сечении квадропучка падает (рисунок 1,а), поскольку по мере удаления от оси начального гауссова пучка падает интенсивность парциальных пучков, формирующих картину в данном сечении.

Использование в качестве исходного сходящегося либо расходящегося светового пучка предоставляет дополнительные

возможности для управления распределением интенсивности в квадропучке. Из сходящегося начального пучка может быть сформирован сходящийся квадропучок, у которого размер ячеек интенсивности и расстояние между ними уменьшаются при увеличении продольной координаты (рисунок 1,б). Длина области существования сходящегося квадропучка всегда меньше длины существования квадропучка, сформированного из коллимированного апертурно ограниченного исходного светового пучка. Средняя интенсивность I в поперечном сечении сходящегося квадропучка, сформированного из исходного гауссова светового пучка ведет себя как произведение гауссиана $AG(Cz)$ и функции квадрата продольной координаты z (1):

$$I = AG(Cz)(Bz)^2, \quad (1)$$

где A, B, C – некоторые константы, т. е. вначале увеличивается, затем быстро падает. Из расходящегося начального пучка даже конечной апертуры может быть сформирован расходящийся квадропучок бесконечной длины, причем размеры ячеек интенсивности и расстояние между ними увеличиваются пропорционально продольной координате.

Продольная бесконечность расходящегося квадропучка (рисунок 1,в), конечно же, относительна, т. к. с увеличением продольной координаты средняя интенсивность в поперечном сечении квадропучка ослабевает обратно пропорционально квадрату функции продольной координаты $(Fz)^2$, где F – некоторая константа.

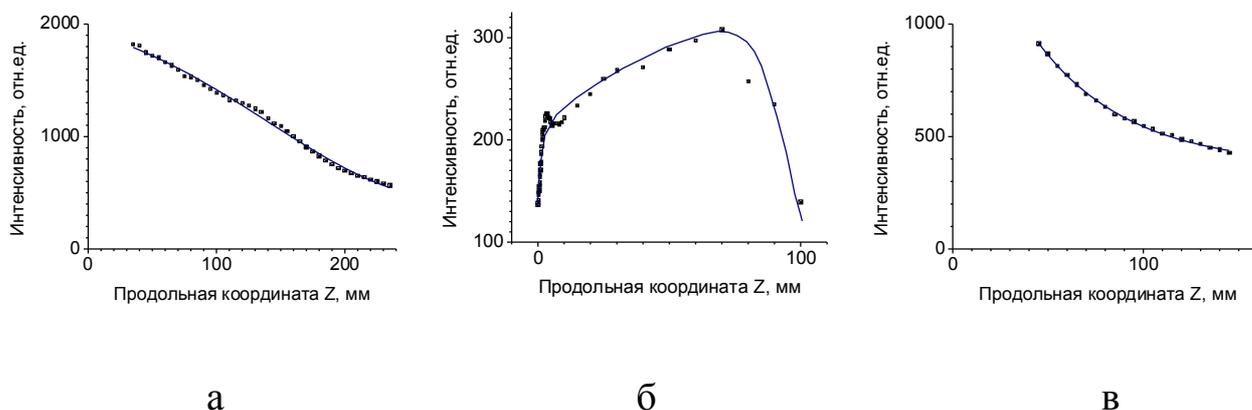


Рисунок 1 – Продольное распределение средней интенсивности в поперечных сечениях коллимированного (а), сходящегося (б) и расходящегося (в) квадропучков

Нами предложено и экспериментально реализовано устройство для формирования трехпучкового динамического градиентного светового поля с ячеистым распределением интенсивности в поперечном сечении в виде совокупности округлых, близких между собой по размеру

максимумов интенсивности, которые можно контролируемо перемещать в плоскости, перпендикулярной оптической оси поля [2]. На рисунке 2 показана оптическая схема предложенного устройства. Источник лазерного излучения 1 и телескоп-коллиматор 2 формируют коллимированный когерентный световой пучок с аксиально симметричным распределением интенсивности, который направляется на диафрагму 3 с тремя круглыми отверстиями, расположенными в вершинах равностороннего треугольника, и полностью их освещает симметрично относительно оптической оси начального пучка. На пути одного из этих отверстий установлена плоскопараллельная стеклянная пластина 4 толщиной $0,1 \div 2$ мм с возможностью поворота на контролируемый угол, лежащий в плоскости, содержащей оптическую ось начального пучка и ось того выделенного диафрагмой пучка, который проходит сквозь эту пластину. При повороте пластины 4 изменяется оптический путь пучка, проходящего сквозь нее, и, соответственно, возникает и изменяется разница в фазе этого пучка по отношению к двум другим. Параллельное смещение пучка, проходящего сквозь заклоненную пластину, в силу ее малой толщины мало и поэтому не оказывает существенного влияния на вид выходного интерференционного поля.

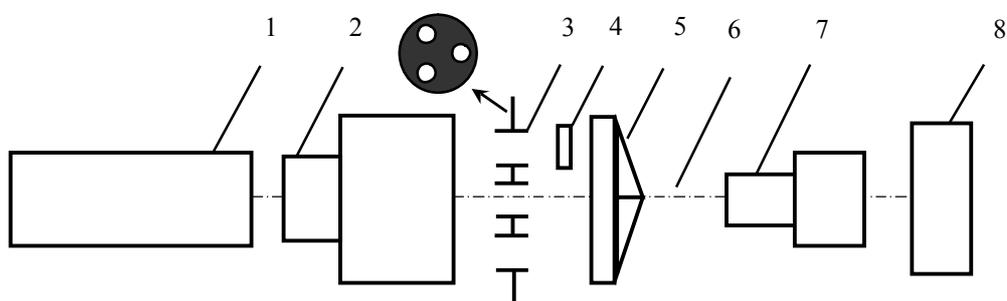


Рисунок 2 – Схема для формирования трехпучкового динамического ячеистого светового поля

После прохождения трех выделенных диафрагмой пучков сквозь трехгранную пирамиду 5 (каждый из трех выделенных диафрагмой пучков проходит только через одну наклонную грань пирамиды) в области интерференции пучков за пирамидой формируется динамическое градиентное поле, все максимумы интенсивности которого при повороте пластины 4 по причине изменения разницы в фазе одного из пучков с двумя другими одновременно во всех поперечных сечениях смещаются в плоскости, перпендикулярной и плоскости поворота пластины, и оптической оси начального пучка. Наличие ячеистого поля, формируемого в зоне интерференции, можно зарегистрировать с помощью микроскопа 7 и CCD-камеры 8, поскольку

ячейка интенсивности имеет размер порядка нескольких микрометров. Градиент интенсивности в поперечном сечении формируемого поля существенно больше, чем в интерференционном поле в виде параллельных полос, формируемом при интерференции двух пучков. Изготовленный авторами полезной модели [2] пробный экземпляр устройства подтвердил ее работоспособность.

Поскольку в поперечном сечении ячеистого светового поля имеются малые по площади участки с сильно отличающимися значениями интенсивности, их можно считать высокоградиентными. Такие световые поля можно использовать для захвата и перемещения микрочастиц. На основе данных полей возможно создание оптических пинцетов для применения, например, в биологии для микроманипуляции вирусами и бактериями, индуцированного клеточного синтеза в иммунологии и молекулярной генетике, захвата и перемещения хромосом, изменения подвижности человеческих сперматозоидов и трансмембранных протеинов. Описанные методы формирования ячеистых световых полей перспективны для захвата и манипуляции микро- и наночастицами. Оптический элемент в виде пирамиды по сравнению с парой бипризм обладает преимуществами стабильности и симметричности выходного поля, а также ненужности дополнительных юстировок бипризм относительно друг друга. Однако в тех случаях, когда требуется обеспечить равенство между собой пиковых значений интенсивности локальных световых максимумов на сравнительно большой площади в поперечном сечении поля, придется применять схему со светоделительными элементами, обеспечивая при этом жесткость крепления всех оптических элементов по отдельности и виброзащищенность всей оптической схемы в целом. Благодаря особой конфигурации распределения интенсивности ячеистые поля могут применяться для создания статических структур с такой же конфигурацией в различных материалах, а также для лазерной обработки материалов. Кроме того, в силу своей геометрии квадропучки весьма перспективны для профилометрии тел в форме параллелепипеда. Квазипериодические ячеистые световые поля, методы получения которых описаны в настоящей работе, должны оказаться весьма полезными для лазерной терапии [3]. Предложенное устройство [2] и получаемые с его помощью динамические световые поля можно использовать для дозированного лазерного воздействия на ансамбли микрообъектов в микро- и нанотехнологиях с целью их перемещения и перемешивания, на органические ткани в биологии и медицине с регуляторными, терапевтическими либо профилактическими целями, а также для воздействия на различные материалы с целью их локальной лазерной обработки одновременно во многих точках.

Литература

1. Устройство для формирования светового поля с ячеистым распределением интенсивности в поперечном сечении: Заяв. на пат. Респ. Беларусь // С.В. Солоневич, А.А. Рыжевич, Н.С. Казак, Т.С.М. Аль-Сауд, С.Н. Аль-Ховайтер, М.К.А. Аль-Муханна, заявитель ГНУ «Институт физики Б.И. Степанова НАН Беларуси» – № и 20110312; заявл.19.04.2011.
2. Устройство для формирования динамического градиентного светового поля: пат. Респ. Беларусь / А.А. Рыжевич, Т.А. Железнякова, С.В. Солоневич; заявитель ГНУ «Институт физики Б.И. Степанова НАН Беларуси» – № 7053; заявл. 30.07.10; опубл. 16.11.10 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2011. – № 1. – С. 223–224.
3. Рыжевич, А.А. Введение препаратов в организм под действием лазерного излучения. Экспериментальная база, закономерности, область применения и перспективы развития лазерофореза / А.А. Рыжевич, Т.А. Железнякова, С.В. Солоневич. – Саарбрюккен: Lambert Academic Publishing, 2011. – 216 с. – ISBN 978-3-8433-1371-1.

В.М. Анищик¹, Н.Г. Валько², И.И. Кургузенкова², Н.И. Поляк¹

¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²УО «Гродненский государственный университет
имени Янки Купалы», Гродно, Беларусь

МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ Zn-Ni ПОКРЫТИЙ РЕНТГЕНОВСКИМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

В настоящее время интенсивно разрабатываются новые методики электрохимической защиты стальных изделий с использованием внешних воздействий: ультразвука, магнитного поля и высокоинтенсивного излучения, которые позволяют значительно улучшать физико-механические свойства гальванопокрытий [1]. Актуальным является вопрос об использовании рентгеновского излучения в процессе электролитического осаждения, поскольку при воздействии облучения на электрохимическую систему в электролите равномерно по всему объему раствора генерируются продукты радиолиза [2]. Обладая высокой подвижностью и восстановительными свойствами, они способствуют увеличению потока диффундирующих ионов осаждаемого металла в прикатодном диффузионном слое и как следствие, ускорению процесса разрядки на подложке. В свою очередь,

интенсификация процессов электроосаждения приводит к изменению некоторых защитных свойств покрытий, таких как пористость, прочность сцепления с основой, коррозионная стойкость, шероховатость и т. д. Кроме того, при воздействии рентгеновского излучения на электролиты, используемые для осаждения сплавов, вследствие радиационно-химических реакций образуются активные комплексные металлические кластеры. Возникновение последних может привести к изменению процесса первичной кристаллизации и соответственно к изменению фазового и элементного составов, механических свойств.

В данной работе представлены результаты исследования механических свойств покрытий сплавом Zn-Ni, модифицированных рентгеновским излучением в процессе электроосаждения.

Сплавы Zn-Ni осаждались на подложки из низкоуглеродистой стали 08кп из кислого (pH = 3), слабокислого (pH = 4) и нейтрального (pH = 7) электролитов. Источником излучения служила рентгеновская установка с молибденовым анодом ($\lambda_{K\alpha} = 0,707 \text{ \AA}$) при напряжении на трубке 50 кВ и токе 15 мА.

В ходе исследований обнаружен немонотонный характер изменения микротвердости в зависимости от кислотности электролита, что обусловлено различием в элементном и, как следствие, фазовом составех электроосажденных покрытий. Так среди осажденных из кислого, слабокислого и нейтрального электролитов, наибольшей микротвердостью обладают образцы, сформированные из нейтрального (рисунок 1). Из данного типа электролита формируются сплавы

в которых концентрация никеля составляет 14 ат.%, а цинка 86 ат.% [3].

Из кислого электролита кристаллизуются осадки, в которых концентрация никеля составляет 10 ат.%, цинка – 72 ат.%, кислорода – 18 ат.%. При таком соотношении цинка и никеля в сплаве фазовое состояние должно соответствовать гомогенной фазе Ni_5Zn_{21} [4, 5], которая характеризуется повышенной прочностью и хорошими механическими

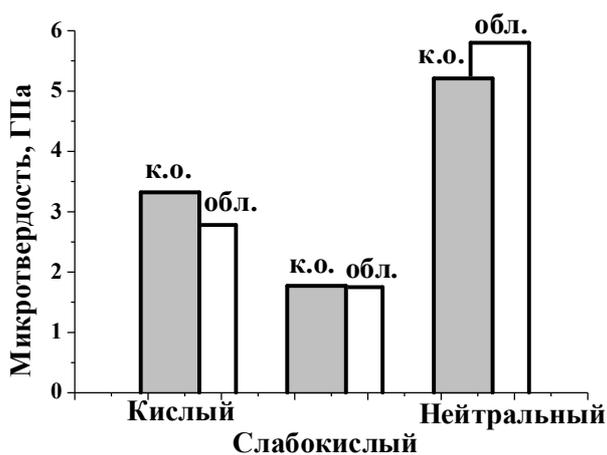


Рисунок 1 – Микротвердость Zn-Ni покрытий: контрольных образцов (к.о.) и образцов, полученных под облучением (обл.)

характеристиками. Однако микротвердость покрытий из кислого электролита на 30 % ниже, чем покрытий из нейтрального. Исследования морфологии покрытий показали, что из кислого и нейтрального электролитов формируются покрытия с более плотным и компактным расположением металлических зерен по сравнению с покрытиями, сформированными из слабокислого электролита. Морфология поверхности покрытий из слабокислого электролита сильно развитая и рыхлая, что обуславливает их механические свойства, в том числе низкую микротвердость по сравнению с покрытиями из кислого и нейтрального электролита. Микротвердость данных покрытий на 66 % ниже, чем из нейтрального и на 47 %, чем из кислого электролитов. При исследовании элементного и фазового составов данных образцов было обнаружено, что содержание никеля в сплавах не превышает 4 ат.% и они являются многофазными. Контрольные образцы представляют собой эвтектическую смесь Zn и Ni [4].

Как видно из рисунка 1, действие рентгеновского излучения в процессе формирования покрытий из нейтрального электролита приводит к возрастанию микротвердости, из кислого – к снижению, а на микротвердость покрытий из слабокислого электролита не влияет. Это связано в первую очередь с изменением фазового и элементного составов покрытий. Так покрытия из слабокислого электролита, сформированные в условиях облучения, являются смесью Zn, Ni и твердого раствора никеля в цинке Ni_5Zn_{21} . Однако включения Ni_5Zn_{21} настолько малы, что не дают существенного вклада в повышение микротвердости. Облучение кислого электролита приводит к осаждению покрытий с таким же фазовым составом, как и у контрольных образцов. Снижение микротвердости на 16 % в сравнении с контрольными покрытиями обусловлено активными окислительными процессами, протекающими на поверхности покрытий, а также высокой кислотностью электролита.

Микротвердость покрытий из нейтрального электролита, полученных под облучением на 18 % больше, чем контрольных образцов и ее величина с глубиной проникновения индентора монотонно убывает до значения, соответствующего микротвердости необлученных покрытий. Таким образом, действие рентгеновского излучения в процессе формирования покрытий приводит к упрочнению их поверхностного слоя. Следует отметить, что для покрытий, сформированных в поле рентгеновского излучения, содержание никеля составляет 17 ат.%.

Данные исследований микротвердости цинкникелевых сплавов хорошо коррелируют с трибологическими испытаниями. Так,

коэффициент трения образцов из слабокислого электролита выше, чем образцов из кислого и нейтрального электролитов. Обнаружено также, что значение коэффициента трения для образцов из данного электролита, полученных в поле рентгеновского излучения, несколько ниже, чем для контрольных образцов, что связано с шероховатостью поверхности. Средняя шероховатость поверхности контрольных образцов равна 3,79 мкм, а облученных 2,65 мкм. Абразивный износ не наблюдается как для контрольных образцов, так и образцов полученных под облучением.

Таблица 1 – Коэффициент трения Zn-Ni покрытий

Тип электролита	Контрольный образец	Образец, полученный под облучением
Кислый	0,11	0,48
Слабокислый	0,6	0,5
Нейтральный	0,7	0,4

Для покрытий из нейтрального электролита действие рентгеновского излучения в процессе формирования покрытий приводит к снижению коэффициента трения и абразивного износа образцов, полученных в поле рентгеновского излучения, а значение шероховатости R_a для данных покрытий уменьшается на 25 %. Коэффициент трения и абразивный износ образцов из кислого электролита, полученных под облучением, в сравнении с контрольными образцами, значительно выше. Возможно, это связано с увеличением содержания цинка и снижением содержания кислорода в поверхностном слое покрытия.

Анализируя выше перечисленные результаты можно сделать следующие выводы:

1. Исследование микроструктуры поверхности, элементного и фазового составов сплавов Zn-Ni, осажденных из кислого, слабокислого и нейтрального электролитов показали, что действие рентгеновского излучения способствует формированию покрытий с более тонким оксидным слоем и повышенным содержанием никеля в сплавах.

2. Действие рентгеновского излучения на нейтральный электролит в процессе осаждения приводит к формированию Zn-Ni покрытий с повышенной микротвердостью и более низким коэффициентом трения. При этом происходит упрочнение поверхностного слоя данных покрытий. Покрытия из кислого электролита, сформированные в поле рентгеновского излучения, отличаются меньшей микротвердостью и большим коэффициентом трения по сравнению с контрольными

образцами. Микротвердость и коэффициент трения Zn-Ni покрытий из слабокислого электролита при воздействии рентгеновского излучения в процессе их получения практически не изменяются.

Литература

1. Mendi Ebadi Influence of magnetic field on the electrodeposition of Ni-Co alloy / Mendi Ebadi, W.J. Basirun, Yatimah Alias // J. Chem. Sci. – 2010. – Vol. 122. – № 2. – P. 279–285.

2. Ершов, Б.Г. Атомы, ионы в необычных состояниях окисления и малые кластеры металлов в водных растворах / Б.Г. Ершов // Журнал неорганической химии. – 2002. – Т. 47. – № 4. – С. 644–653.

3. Валько, Н.Г. Моделирование электроосаждения сплавов Zn-Ni из кислого и нейтрального электролитов при воздействии рентгеновского излучения / Н.Г. Валько, И.И. Кургузенкова // Материалы, технологии, инструменты. – 2011. – Т. 16. – № 2. – С. 34–38.

4. Анищик, В.М. Влияние отжига на структуру и свойства Zn-Ni покрытий, электроосажденных при воздействии рентгеновского излучения / В.М. Анищик, Н.Г. Валько, Н.И. Поляк, И.И. Алесчик // Тезисы докладов ХLI международной конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами / Под ред. проф. М.И. Панасюка. – Москва: Университетская книга, 2011. – С. 155.

5. Проскуркин, Е.В. Цинкование / Е.В. Проскуркин, В.А. Попович, А.Т. Мороз. – Москва: Металлургия, 1988. – 528 с.

Н.Г. Валько

**УО «Гродненский государственный университет
имени Янки Купалы», Гродно, Беларусь**

ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ СПЛАВОВ КОБАЛЬТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Гальванические покрытия сплавами Co-Ni являются предметом интенсивного исследования в области магнитных сред и широко применяются в отраслях тяжелого и среднего машиностроения с жесткими условиями эксплуатации. Высокие температура размягчения, термическая стабильность и низкий коэффициент трения Co-Ni покрытий дают возможность электрохимического осаждения толстых слоев, предотвращая износ, отслаивание и защищая от коррозии стальные изделия. Однако, в силу особенностей процесса

электролитического осаждения, нанесение покрытий Co-Ni обуславливает некоторые закономерности формирования структуры и физико-механических свойств, зависящие от режимов электролиза и воздействия внешних факторов. Поэтому изучение структурных особенностей и обусловленных ими свойств покрытий Co-Ni, полученных методом электрохимического осаждения имеет научное и практическое значение.

Основная задача, решаемая при осаждении Co-Ni покрытий, это формирование высококачественных, плотных и беспористых сплавов при высоких скоростях роста. Одним из методов, позволяющих существенно увеличивать скорость протекания процесса электрокристаллизации, является метод воздействия рентгеновского излучения на электролит в процессе осаждения [1]. Действие рентгеновского излучения в процессе электрокристаллизации позволяет не только интенсифицировать процесс формирования сплава [2], но и вследствие радиационно-химических превращений, протекающих в облучаемых электролитах, изменять его структуру и механические свойства [3].

В настоящей работе приводятся результаты исследований взаимосвязи процессов роста, структуры и физико-механических свойств покрытий сплавом Co-Ni, полученных при воздействии рентгеновского излучения в процессе электроосаждения.

Осаждение сплава проводилось на низкоуглеродистую сталь 08кп при температуре термостатирования 21 °С и плотности катодного тока $j = 1,5 \text{ А/дм}^2$ из сульфатного электролита с соотношением ионов $\text{Co}^{2+}/\text{Ni}^{2+}$ равным 1:1. В процессе электроосаждения производилось облучение электролита рентгеновским излучением с мощностью экспозиционной дозы $P_{\text{экс}} \approx 10^5 \text{ Р/ч}$.

При осаждении сплава Co-Ni на низкоуглеродистую сталь в поле рентгеновского излучения были получены мелкокристаллические однородные осадки с повышенным содержанием электроположительного компонента и равномерным распределением элементов сплава по поверхности осадка. Содержание никеля в сплаве составляет 7 ат.%, а кобальта – 93 ат.%. Образцы, полученные в стационарных условиях (без облучения) характеризуются несколько повышенным содержанием никеля в сплаве – 9 ат.%. Снижение концентрации никеля в сплаве и увеличение кобальта под облучением обусловлено, прежде всего тем, что рентгеновское излучение, действуя на электролит, снимает диффузионные ограничения, оказывающие влияние на электроположительные компоненты [4].

Изменение концентрации кобальта и никеля в облучаемых сплавах, полученных при вышеуказанных режимах электролиза, не

обуславливает изменения фазового состояния. Так сплавы представляют собой твердый раствор никеля в кобальте с гексагональной решеткой. При этом, как показал рентгеноструктурный анализ, рост покрытий осуществляется вдоль фронта кристаллизации перпендикулярно подложке, т. е. для покрытий характерна текстура роста. Интенсивность рефлексов на дифрактограммах у облученных образцов несколько выше, что связано с большей толщиной покрытий вследствие увеличения скорости электрокристаллизации в поле излучения. Толщина покрытий, полученных в поле излучения, составляет 6 мкм, а контрольных 4 мкм. При этом следует отметить, что контрольные образцы обладают развитой поверхностью. Для них характерна микроструктура со средним размером зерен в поперечном сечении d около 1 мкм. Зерна имеют ярковыраженную огранку [5]. По сравнению с контрольными образцами рельеф облученных образцов обладает менее развитой геометрией поверхности. Средний размер зерна составляет $d = 0,1-0,5$ мкм. Увеличение дисперсности зерен в облученных покрытиях обусловлено, прежде всего, интенсификацией процессов диффузии вследствие радиолитических превращений в электролитах и постоянством концентрации комплексных ад-ионов у поверхности катода.

Наличие мелкодисперсных образований на поверхности покрытий, осажденных в поле рентгеновского излучения, обеспечивает им повышенную гладкость, компактность и меньшую пористость в сравнении с контрольными образцами. Проведенные исследования пористости покрытий показали, что у облученных образцов число пор на единицу поверхности в два раза меньше, чем у контрольных. Так число пор у облученных образцов составляет 1 пору на см^2 , а у контрольных – 2 поры на см^2 . Уменьшение пористости покрытий может быть связано с уменьшением наводороживания подложки при электролизе. В свою очередь снижение наводороживания под облучением происходит из-за уменьшения адсорбции пузырьков водорода на подложке вследствие разрядки ионов водорода непосредственно в объеме электролита при радиационно-химических реакциях.

Изменение микроструктуры облучаемых покрытий и концентрации компонентов в сплаве должно оказывать влияние на механические свойства и в частности, микротвердость исследуемых образцов.

Результаты измерения микротвердости исследованных покрытий Co-Ni. Показали, что для контрольных образцов значение микротвердости составляет 4,35 ГПа, а ее величина незначительно уменьшается с глубиной проникновения индентора до 4,2 ГПа. Микротвердость покрытий, осажденных под излучением, убывает с глубиной проникновения индентора от 4,8 ГПа до значений,

соответствующих микротвердости контрольных покрытий 4,3 ГПа. При этом ее величина для глубины индентирования 0,6 мкм на 11 % больше, чем у контрольных. Таким образом, при воздействии рентгеновского излучения в процессе электроосаждения Co-Ni покрытий их поверхностный слой упрочняется.

Трибологические испытания показали, что коэффициент трения облученных покрытий линейно растет от 0,2 до 0,4 (рисунок 1) с увеличением пути трения от 0 до 2, что обусловлено в первую очередь неоднородностью поверхности образцов. Участок пути трения, соответствующий линейному его возрастанию говорит о глубине внедрения индентора в покрытие, т. е. об его износостойкости. На участке пути 2–5 для коэффициентов трения наблюдаются сильные флуктуации, связанные с увеличением абразивного износа вследствие разрушения индентором поверхностного слоя покрытий. Коэффициент трения облученных образцов в сравнении с контрольными образцами изменяется не значительно: его величина уменьшается от 0,4 для контрольных покрытий до 0,3 для облученных. Треки трения гладкие, без сильных царапин, их ширина приблизительно одинакова как для контрольных, так и для облученных покрытий.

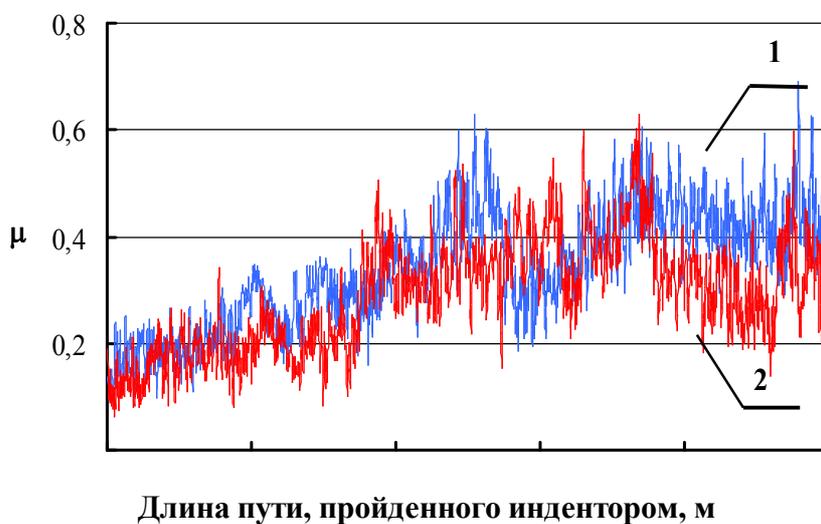


Рисунок 1 – Зависимость коэффициента трения покрытий Co-Ni от количества циклов: 1–контрольные образцы; 2–образцы, полученные при воздействии рентгеновского излучения

Из рассмотренных фактов, очевидно, что применение рентгеновского излучения в процессе электроосаждения Co-Ni является положительным фактором, влияющим на физико-механические свойства покрытий, а именно значительно уменьшающим пористость покрытия и повышающим износостойкость, что дает возможность

использовать их в жестких условиях эксплуатации. Действие рентгеновского излучения в процессе электроосаждения Co-Ni также способствует формированию покрытия с повышенной твердостью поверхностного слоя, которая обусловлена образованием мелкокристаллической структуры покрытий. Так для контрольных образцов значение микротвердости составляет 4,2 ГПа, а для облученных 4,8 ГПа на соответствующей глубине, что обусловлено не только морфологическими изменениями, но и изменениями дефектности структуры и образованием на поверхности оксидной пленки.

Литература

1. Анищик, В.М. Электрокристаллизация Zn-Ni из сульфатных электролитов на индифферентных катодах в поле рентгеновского излучения / В.М. Анищик, Н.Г. Валько, Н.И. Поляк, И.И. Алесчик // *Материалы, технологии, инструменты*. – 2010. – Т. 15. – № 2. – С. 43–46.

2. Анищик, В.М. В.В. Кинетика электрокристаллизации сплава никель-кобальт при воздействии рентгеновского излучения / В.М. Анищик, Н.Г. Валько, А.С. Воронцов, Н.И. Мороз, В.В. Война // *ВИТТ–2009: Материалы VIХ международной конференции*, Минск, 21–23 сен. 2009 г. / Белорус. гос. ун-т.; редкол.: В.М. Анищик [и др.]. – Минск, 2003. – С. 140–141.

3. Пикаев, А.К. Современная радиационная химия. Радиолит газы и жидкостей / А.К. Пикаев. – М.: Наука, 1986. – 440 с.

4. Анищик, В.М. Формирование никелевых покрытий методом электрохимического осаждения при воздействии рентгеновского излучения / В.М. Анищик, Н.Г. Валько, В.В. Воронцов, Н.И. Мороз // *Поверхность*. – 2010. – № 4. – С. 1–4.

5. Валько, Н.Г. Влияние рентгеновского излучения на формирование структуры гальванических покрытий Co-Ni / Н.Г. Валько, Н.И. Поляк // *Тезисы Международной научной конференции «Актуальные проблемы теоретической физики, физики конденсированных сред и астрофизики», посвященной памяти М.А. Иванова (Брест, 23–24 сент. 2010 г.)* / БрГУ им. А.С. Пушкина. – 2010. – С. 5.

Е.С. Воропай, К.Ф. Ермалицкая

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

МАТРИЧНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДВУХИМПУЛЬСНОМ

ЛАЗЕРНОМ СПЕКТРАЛЬНОМ АНАЛИЗЕ СПЛАВОВ С ОДНИМ ОСНОВНЫМ КОМПОНЕНТОМ

Стали и бронзы являются наиболее распространенными конструкционными сплавами в промышленности. Несмотря на существенную разницу в технологии их изготовления, структуре, технических свойствах и областях применения они имеют одну общую особенность – содержание основного компонента (железа в сталях и меди в бронзах) находится на уровне 80–99 % и превышает на 1–2 порядка концентрации остальных элементов. На практике это усложняет создание аналитических методик количественного анализа вследствие необходимости учета матричных эффектов – влияние основы сплава на поступление в плазму и возбуждение спектров легирующих элементов.

Исследования проводились на лазерном спектрометре LSS-1 производства совместного белорусско-японского предприятия «LOTIS-TP», (г. Минск). В качестве источника испарения вещества образца и возбуждения спектров атомов использовалось излучение двухимпульсного Nd:YAG-лазера с активной модуляцией добротности. Основные параметры лазерного излучения: длина волны – 1064 нм, частота следования импульсов – 10 Гц, длительность на полувысоте – 15 нс, энергия $E_{имп}$ – 10÷60 мДж, временной интервал между сдвоенными лазерными импульсами Δt – 0÷100 мкс (шаг – 1 мкс). При фиксированных значениях энергии накачки и Δt энергия обоих импульсов одинакова. Нулевой межимпульсный интервал соответствует одновременному воздействию на поверхность двух лазерных импульсов, что можно рассматривать как одиночный импульс, мощность которого равна суммарной мощности сдвоенных лазерных импульсов.

Объектами исследования служили стандартные образцы сталей – комплекты государственных стандартных образцов 138а (2а, 3а, 4а, 5а), УГ4е и УГ9е, производства ЗАО «Институт стандартных образцов», г. Екатеринбург, стандартные образцы состава бронз – комплект М85 (ГСО 2659-83÷2663-83), производства Государственного научно-исследовательского и проектно-конструкторского института сплавов и обработки цветных металлов, РФ.

Исследование показало, что переход от одиночных к сдвоенным лазерным импульсам при неизменной суммарной энергии излучения приводит к многократному увеличению интенсивности спектральных линий всех компонентов сплавов [1, 2]. Однако максимум интенсивности приходится для каждого элемента на свое значение Δt

(рисунок 1), что указывает на различные скорости распространения атомов разного типа в плазме.

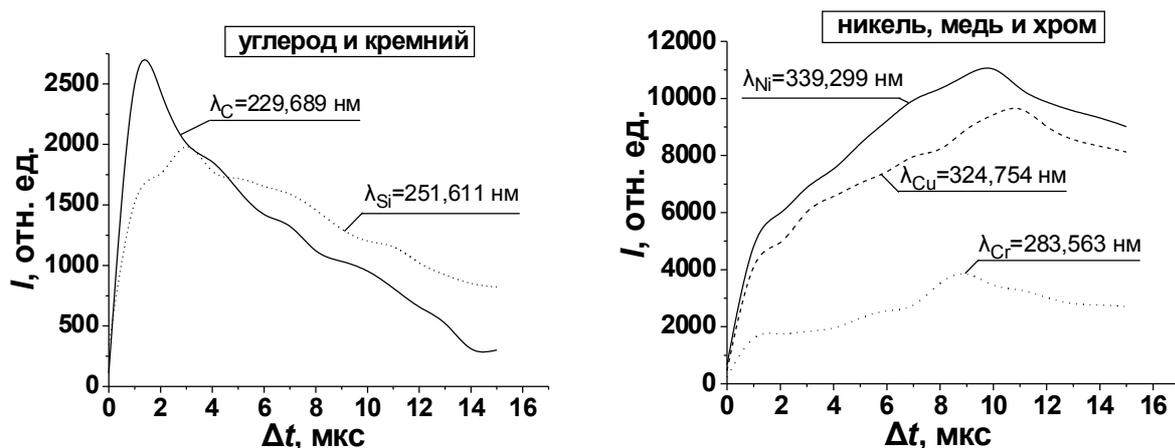


Рисунок 1 – Зависимость интенсивности спектральных линий углерода, кремния, никеля, меди и хрома от межимпульсного интервала Δt при двухимпульсном лазерном возбуждении спектров углеродистой стали УГ9е

Спектральный метод определения температуры плазмы основан на использовании уравнения Больцмана, задающим интенсивность регистрируемой спектральной линии I_{ij} , соответствующей переходу между двумя уровнями с энергиями E_i и E_j , определяется следующей формулой:

$$I_{ij} = FCA_{ij} \frac{g_i e^{-\frac{E_i}{kT}}}{U(T)}, \quad (1)$$

где C – концентрация элемента в образце, A_{ij} – вероятность спонтанного перехода с i -го на j -й уровень, g_i – кратность вырождения i -го уровня; k – постоянная Больцмана; T – температура плазмы, F – параметр, характеризующий оптическую систему спектрометра, объем и геометрию плазмы. Функция распределения $U(T)$ задается следующим образом:

$$U(T) = \sum_i g_i \exp(-E_i / kT). \quad (2)$$

При логарифмировании выражения (2) и введения следующих обозначений:

$$y = \ln \frac{I_{ij}}{g_i A_{ij}}, \quad m = -\frac{1}{kT}, \quad x = E_i, \quad p = \ln \frac{CF}{U(T)} \quad (3)$$

получается линейная связь между параметрами x и y :

$$y = mx + p. \quad (4)$$

Из зависимости (4) температура плазмы определяется как тангенс угла наклона прямой к оси абсцисс. В рамках модели локального

термодинамического равновесия полагается, что атомная, ионная и электронная температуры равны друг другу и одинаковы для всех компонентов образца, поэтому, зная температуру плазмы, можно установить относительные концентрации всех элементов, учитывая, что их сумма равна единице:

$$\sum_k C_k = 1.$$

(5)

Использование данного метода для стальной и бронзовой плазмы, возбуждаемой сдвоенными лазерными импульсами, дает существенные различия в температурах плазмы, рассчитанных для различных компонентов. Для исследования пространственной неоднородности эрозионного факела сталей и бронз были разработаны эксперименты по прямому и обратному осаждению вещества из плазмы. Было обнаружено, что тугоплавкие элементы основы сплавов (железо в сталях и медь в бронзах) распространяются с меньшими скоростями и оказываются преимущественно на периферии плазмы. Легкоплавкие элементы (углерод, олово, цинк, свинец, алюминий и др.) распространяются в основном в центральной более горячей области эрозионного факела.

Матричные эффекты при двухимпульсном лазерном возбуждении спектров, выражающиеся в пространственной и временной неоднородности эрозионной плазмы, приводят к нелинейности градуировочных графиков для определения концентрации основных компонентов сталей и бронз (рисунок 2).

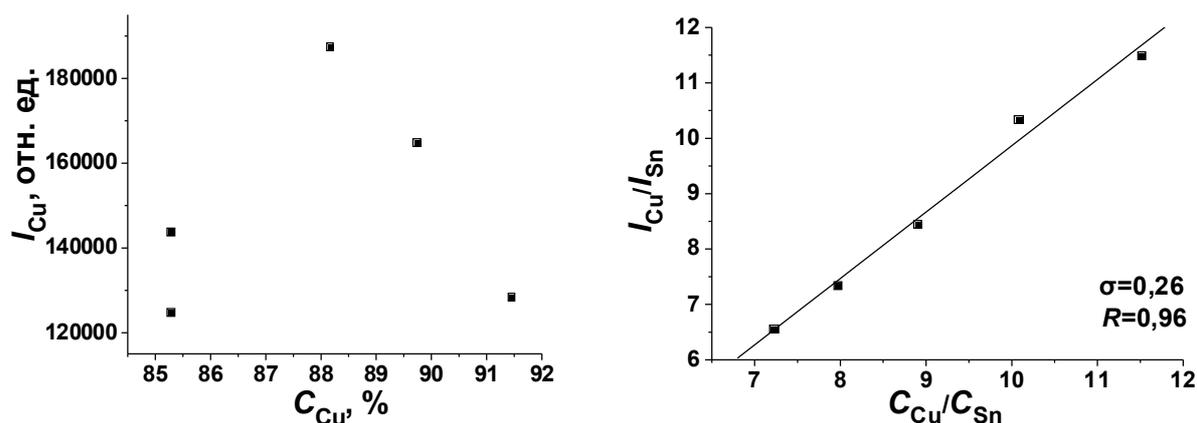


Рисунок 2 – Градуировочный график для определения концентрации меди в бронзах, построенный в стандартных и относительных координатах

Для определения содержания меди в бронзовых сплавах методом корреляционной двухимпульсной лазерной спектроскопии необходимо

использовать относительные координаты [1]:

$$\frac{I_{\text{Cu}}}{I_{\text{Sn}}} = k_3 \frac{C_{\text{Cu}}}{C_{\text{Sn}}} + k_4, \quad (6)$$

где I_{Cu} и I_{Sn} – интенсивность аналитических спектральных линий меди и олова, C_{Cu} и C_{Sn} – их концентрация в стандартных образцах; k_3 и k_4 – коэффициенты.

Концентрация железа в сталях не может быть определена аналогичным способом, поскольку в сплавах на основе Fe, в отличие от бронз, нет второго по концентрации элемента, содержание которого было бы в несколько раз меньше, чем основного компонента, но на порядок больше, чем легирующих элементов и примесей [2]. Количественный анализ железа в сталях может быть осуществлен на основании безкалибровочного метода, т. е. с использованием уравнений (1)–(5) (рисунок 3).

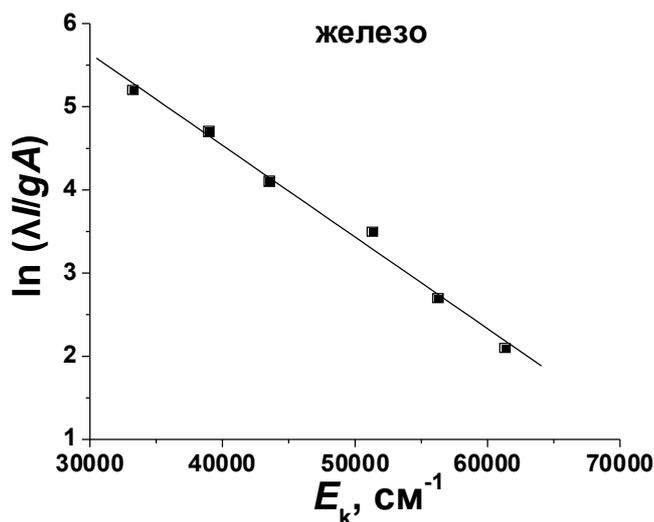


Рисунок 3 – Графическое представление уравнения Больцмана для определения концентрации железа в углеродистой стали при двухимпульсном лазерном возбуждении спектров

Литература

1. Ермалицкая, К.Ф. Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектрометрия бронзовых сплавов и покрытий / К.Ф. Ермалицкая, Е.С. Воропай, А.П. Зажогин // ЖПС. – 2010. – Т. 77. – № 2. – С. 165–172.

2. Ермалицкая, К.Ф. Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектрометрия сталей / К.Ф. Ермалицкая // Вестн. Бел. Гос. ун-та, Сер. 1. – 2010. – № 2. – С. 14–17.

Е.С. Воропай, Ф.А. Ермалицкий, Н.М. Ксенофонтowa

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

ДВУХИМПУЛЬСНАЯ ЛАЗЕРНАЯ АТОМНО-ЭМИССИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Дисперсионно-твердеющие сплавы на основе меди и алюминия являются одним из наиболее распространенных конструкционных материалов в промышленности. Так, дуралюмин широко используется в автомобилестроении и авиации, бериллиевые бронзы применяются в средствах связи и коммуникации, компьютерах и компьютерной технике, электронике для автомобильной промышленности, деталях оборудования и, особенно, в нефтегазовой промышленности, электрооборудовании и приборостроении, аэрокосмической и оборонной отраслях. Оловянистые бронзы служат материалом при изготовлении прутков, проволоки, листов, лент, штампованно-пружинных деталей, электрорадиотелефонной аппаратуры; специальные латуни – при изготовлении гаек, болтов, зубчатых колес, втулок, толстостенных патрубков, деталей машин.

В процессе эксплуатации изделий из дисперсионно твердеющих сплавов (растворимость легирующих компонентов зависит от температуры), в условиях повышенных температур, трения, влияния агрессивных сред происходит нежелательное перераспределение примесей в поверхностных слоях деталей, приводящее к локальному изменению структуры и свойств. В связи с этим, важной задачей является мониторинг элементного состава поверхностных слоев толщиной до 100 мкм технически важных конструкционных сплавов. Стандартные методы количественного анализа, применяемые в промышленности, включают в себя длительные процессы пробоподготовки, а также в большинстве случаев не позволяют проводить одновременно поверхностное сканирование и послойное исследование изделий. Лазерная атомно-эмиссионная спектроскопия дает возможность определять концентрацию элементов в слоях металла толщиной до 0,1 мкм и исследовать поверхность с пространственным разрешением до 50 мкм при регистрации спектров образца в атмосфере воздуха при нормальном давлении.

Исследования проводились на лазерном спектрометре LSS-1 производства совместного белорусско-японского предприятия «LOTIS-TP», (г. Минск). В качестве источника испарения вещества образца и

возбуждения спектров атомов использовалось излучение двухимпульсного Nd:YAG-лазера с активной модуляцией добротности. Основные параметры лазерного излучения: длина волны – 1064 нм, частота следования импульсов – 10 Гц, длительность на полувысоте – 15 нс, энергия $E_{имп}$ – 10÷60 мДж, временной интервал между сдвоенными лазерными импульсами Δt – 0÷100 мкс (шаг – 1 мкс). При фиксированных значениях энергии накачки и Δt энергия обоих импульсов одинакова. Нулевой межимпульсный интервал соответствует одновременному воздействию на поверхность двух лазерных импульсов, что можно рассматривать как одиночный импульс, мощность которого равна суммарной мощности сдвоенных лазерных импульсов.

Объектами исследования являлись образцы дисперсионно-твердеющих сплавов на основе алюминия (дуралюмин Д16), меди (специальная латунь ЛС59, бериллиевая бронза БрБ2, оловянистая бронза БрОФ10). Проведенное исследование показало, что при фиксированной энергии и мощности излучения переход от одиночных к сдвоенным импульсам приводит к многократному увеличению интенсивности спектральных линий всех компонентов исследуемых сплавов (рисунок 1) [1]. Следует отметить, что максимум интенсивности для каждого элемента приходится на свое значение Δt , что связано с особенностями взаимодействия лазерного излучения с веществом и распространяющейся эрозионной плазмой.

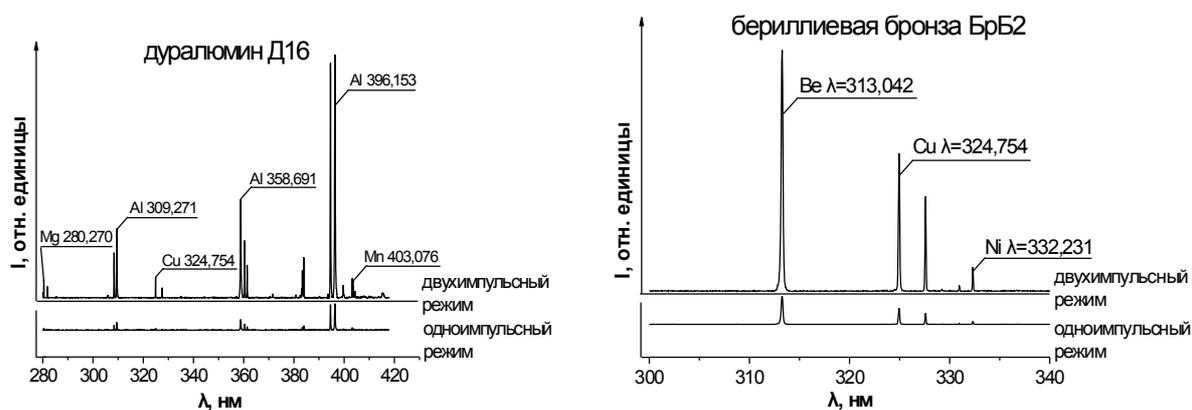


Рисунок 1 – Фрагменты спектров дуралюмина Д16 и бериллиевой бронзы БрБ2, зарегистрированные при одноимпульсном и двухимпульсном лазерном возбуждении с неизменной суммарной энергией и мощностью излучения

Было установлено, что основными причинами существенного увеличения аналитического сигнала являются [2]:

- Дополнительное возбуждение плазмы, образованной первым

импульсом, излучением второго импульса.

- Второй лазерный импульс испаряет вещество с поверхностью предварительно прогретой первым импульсом.

- Передний фронт плазмы, образованной первым импульсом, распространяется от поверхности с высокими скоростями, выталкивая окружающий воздух. В результате второй импульс испаряет вещество в приповерхностную область с повышенной температурой и пониженным давлением и плотностью частиц.

Данные особенности взаимодействия лазерных импульсов, разделенных микросекундными временными интервалами, с веществом и распространяющейся плазмой позволяют одновременно определять концентрацию не только основных компонентов, а также и легирующих элементов, оказывающих существенное влияние на структуру и механические свойства сплавов. При этом, в ряде случаев двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектроскопия является предпочтительным методом прямого анализа сплавов, поскольку дает возможность узнавать содержание элементов, труднодетектируемых традиционными методами анализа (углерод, бериллий) в атмосфере воздуха при нормальном давлении (рисунок 2), например, при рентгеноспектральном анализе.

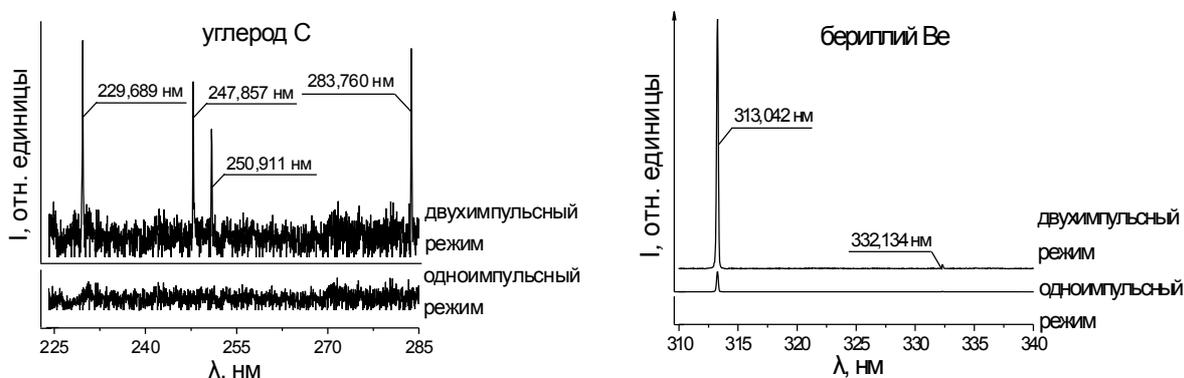


Рисунок 2 – Фрагменты спектров углерода и бериллия, зарегистрированные при одноимпульсном и двухимпульсном лазерном воздействии

Градуировочные графики (со значениями коэффициента корреляции R) для определения концентрации ряда элементов в дисперсионно-твердеющих сплавах методом двухимпульсной лазерной атомно-эмиссионной спектроскопии приведены на рисунке 3.

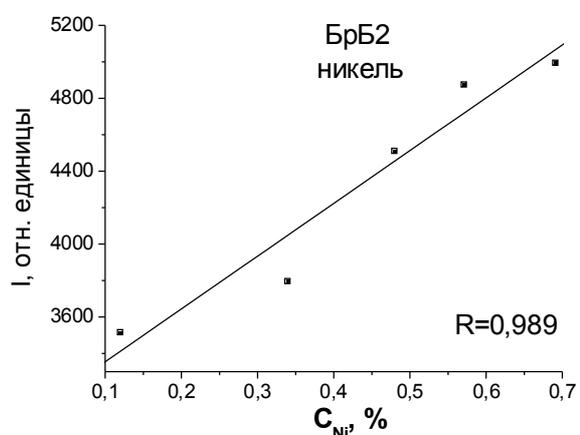
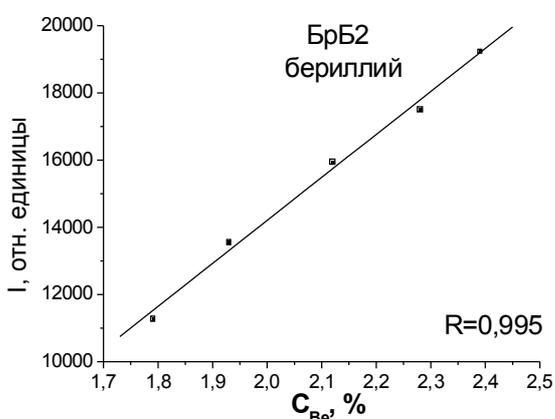
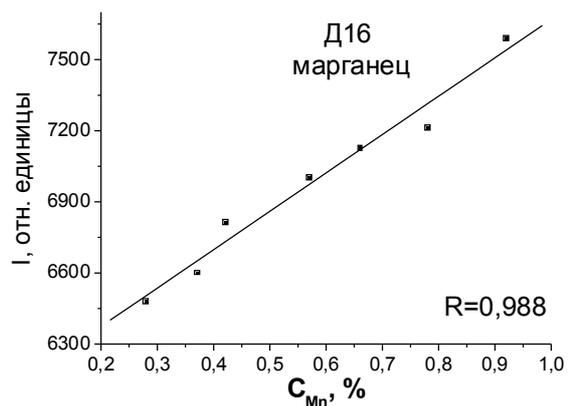
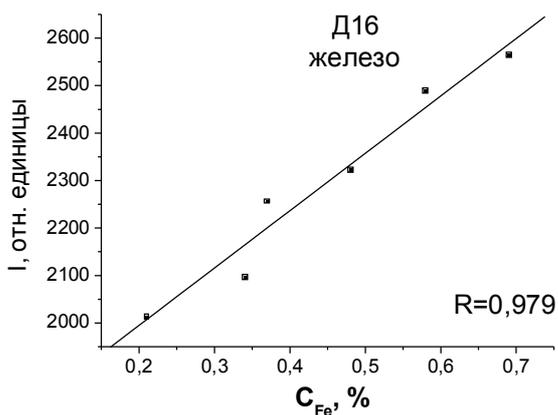


Рисунок 3 – Градуировочные графики для определения концентрации железа Fe и марганца Mn в дуралюмине Д16, бериллия Be и никеля Ni в бериллиевой бронзе БрБ2

Литература

1. Ермалицкая, К.Ф. Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектроскопия бронзовых сплавов и покрытий / К.Ф. Ермалицкая, Е.С. Воропай, А.П. Забогин // ЖПС. – 2010. – Т. 77. – № 2. – С. 165–172.
2. Воропай, Е.С. Динамика процессов в приповерхностной плазме при лазерной абляции латунных сплавов ЛС одиночными и сдвоенными лазерными импульсами / Е.С. Воропай, К.Ф. Ермалицкая // Вестн. Бел. Гос. ун-та, Сер. 1. – 2008. – № 3. – С. 3–6.

**СТРУКТУРА ПЛЕНОК ПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ,
ФОРМИРУЕМЫХ В ЭЛЕКТРОЛИТАХ НА ОСНОВЕ
ОРГАНИЧЕСКИХ КИСЛОТ**

Введение

Благодаря доказанному сходству физиологических и биохимических процессов, вызываемых в тканях излучением светодиодов и низкоинтенсивное лазерное излучение (НИЛИ), можно утверждать, что светодиодные аппараты:

- оказывают стимулирующее воздействие на физиологические резервы целостного организма, последовательно улучшая функциональное состояние клетки, ткани, органа, системы органов;
- облегчают и снимают болевые синдромы различного происхождения;
- активизируют обменные процессы;
- восстанавливают периферическое крово- и лимфообращение;
- способствуют уменьшению воспаления, отека и интоксикации;
- ускоряют заживление ран и послеоперационных рубцов без существенного косметического дефекта;
- оказывают противовирусное и антибактериальное действие, повышая местный иммунитет;
- нормализуют артериальное давление;
- повышают эффективность проводимого лечения.

Основная часть

С целью получения полупроводниковых светодиодов, предназначенных для использования в медицинских целях, был проведен ряд экспериментов с использованием алюминиевой фольги 99,999 % чистоты и толщиной 10 мкм (Goodfellow). Из этой фольги вырезали полоски размерами 2 см × 2,5 см, и затем анодировали в гальваностатическом режиме с двух сторон. При анодировании алюминия электролит интенсивно перемешивали. Постоянство температуры электролита ($18,0 \pm 0,1$) °С поддерживали с помощью термостата Thermo Haake DC10. Анодирование в 0,8 М растворе малоновой кислоты (НООСН₂СООН, ч.д.а.) проводили с постоянной плотностью тока $6,0 \text{ мА} \cdot \text{см}^{-2}$ в течение 60 мин. до полного окисления алюминия. При этом, на участке стационарного роста пленки фиксировали напряжение равное 102 В. Анодирование в 0,4 М растворе

винной кислоты ($\text{HOOCCH}(\text{OH})\text{CH}(\text{OH})\text{COOH}$, ч.д.а.) проводили с постоянной плотностью тока $6,0 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ в течение 70 мин. до полного окисления алюминия [1–3].

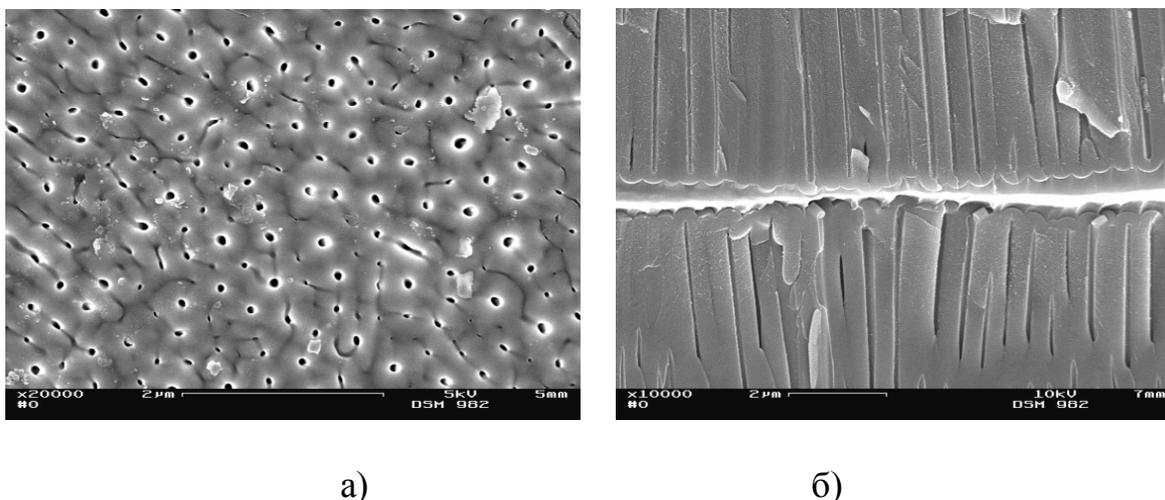


Рисунок 1 – Морфология поверхности (а) и поперечного сечения (б) пленки пористого оксида алюминия сформированной в растворе винной кислоты

В этом случае напряжение анодирования при росте пленок в стационарном режиме – 198 В. Морфология поверхности и поперечное сечение пленок пористого оксида алюминия сформированных в растворах щавелевой, малоновой и винной кислот (рисунок 1) исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа JOEL 840A (SEM) и атомно-силового микроскопа NT-206. Для приготовления растворов использовали дистиллированную воду.

В результате экспериментов установлено, что пористая пленка анодного оксида имеет достаточно регулярно-упакованную ячеистую структуру. Межпористое расстояние в среднем равно 91 нм. Пористая пленка имеет относительно регулярно-упакованную ячеистую структуру. Межпористое расстояние в такой пленке в среднем равно 262 нм. Пористая пленка имеет достаточно регулярно-упакованную ячеистую структуру. Межпористое расстояние в среднем равно 443 нм.

Полученные пленки оксида алюминия были прозрачными и имели легкий золотистый оттенок. Поперечное сечение пористых пленок оксида алюминия было изучено с помощью сканирующего электронного микроскопа JOEL 840A. ИК спектры пропускания анодных пленок были получены с использованием спектрометра Bruker IFS 48 FTIR. Для высокотемпературного отжига пленок использовалась муфельная печь с электронным блоком управления, обеспечивающим стабильное поддержание заданной температуры. Температурная обработка

отдельных образцов проводилась на воздухе в течение 2 часов. Пористый оксид алюминия имеет упорядоченную плотно упакованную ячеистую структуру с размером пор порядка 35 нм.

Заключение

Результаты исследования показывают, что при анодировании алюминия в гальваностатическом режиме с плотностью тока $6,0 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ в 0,8 М растворе малоновой кислоты и 0,4 М растворе винной кислоты формируются пористые пленки оксида алюминия с регулярно-упакованной ячеистой структурой. Межпористое расстояние в пленках, полученных в растворе малоновой кислоты, равно 263 нм (напряжение анодирования 103 В на участке стационарного роста). Анодирование алюминия в растворе винной кислоты приводит к формированию пористых пленок с межпористым расстоянием 443 нм (напряжение 198 В на участке стационарного роста).

Литература

1. Masuda, H. / H. Masuda, K. Fukuda // Science. – 1995. – № 268. – P. 1466.
2. Masuda, H. / H. Masuda, F. Hasegawa, S. Ono // J. Electrochem. Soc. – 1997. – № 144. – P. L127.
3. Masuda, H. / H. Masuda, K. Yada, A. Osaka // Jpn. J. Appl. Phys. – 1998. – Vol. 37. – P. L1340.

**В.Е. Гайшун¹, Д.Л. Коваленко¹, В.В. Васькевич¹, А.Н. Гришкевич¹
В. Стренк², Д. Хреньяк²**

**¹УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

**²Институт низких температур и структурных исследований
польской академии наук, Вроцлав, Польша**

ПРОСВЕТЛЯЮЩИЕ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ GeO_2 , $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ИК ТЕХНИКИ

Просветляющие оптические покрытия – являются важной составляющей оптических систем, состоящих из большого количества линз или других оптических компонентов, где необходима максимально возможная энергия света [1]. Просветление поверхностей элементов оптических систем используется по двум причинам. Во-первых, для уменьшения потерь интенсивности падающего излучения на отражение,

т. е. увеличения пропускной способности оптического элемента. Это особенно актуально сейчас при разработке различных фотоприемных устройств, в частности солнечных элементов. Во-вторых, если на плоскость изображения попадает свет, претерпевший многократные отражения от поверхностей элементов, то это приводит к уменьшению контраста и четкости изображения. Создание антибликовых покрытий за счет их просветления особенно актуально при разработке устройств отображения информации, а также входных оптических систем фото- и видеоаппаратуры [2]. Просветляющие покрытия делятся на однослойные, двухслойные и многослойные [3].

Для получения просветляющих покрытий в основном используются такие вакуумные методы, как PVD (Physical Vapour Depositio) и CVD (Chemical Vapor Deposition). Это могут быть однослойные алмазоподобные покрытия, покрытия на основе фтористого магния MgF_2 , германия Ge или селенида цинка ZnSe. А также многослойные покрытия, защищенные алмазоподобным верхним слоем.

Однако в последние годы в оптическом приборостроении повышается интерес к просветляющим покрытиям, получаемым золь-гель методом, который отличаются возможностью контроля основных технологических параметров в процессе нанесения покрытий, хорошей повторяемостью результатов, высокой производительностью и низкими энергозатратами.

Использование прямого золь-гель метода позволяет получить как однослойные просветляющие покрытия на основе металлоорганических соединений германия, так и двухслойные германосиликатные покрытия с защитным SiO_2 покрытием с гидрофобными свойствами (рисунок 1).

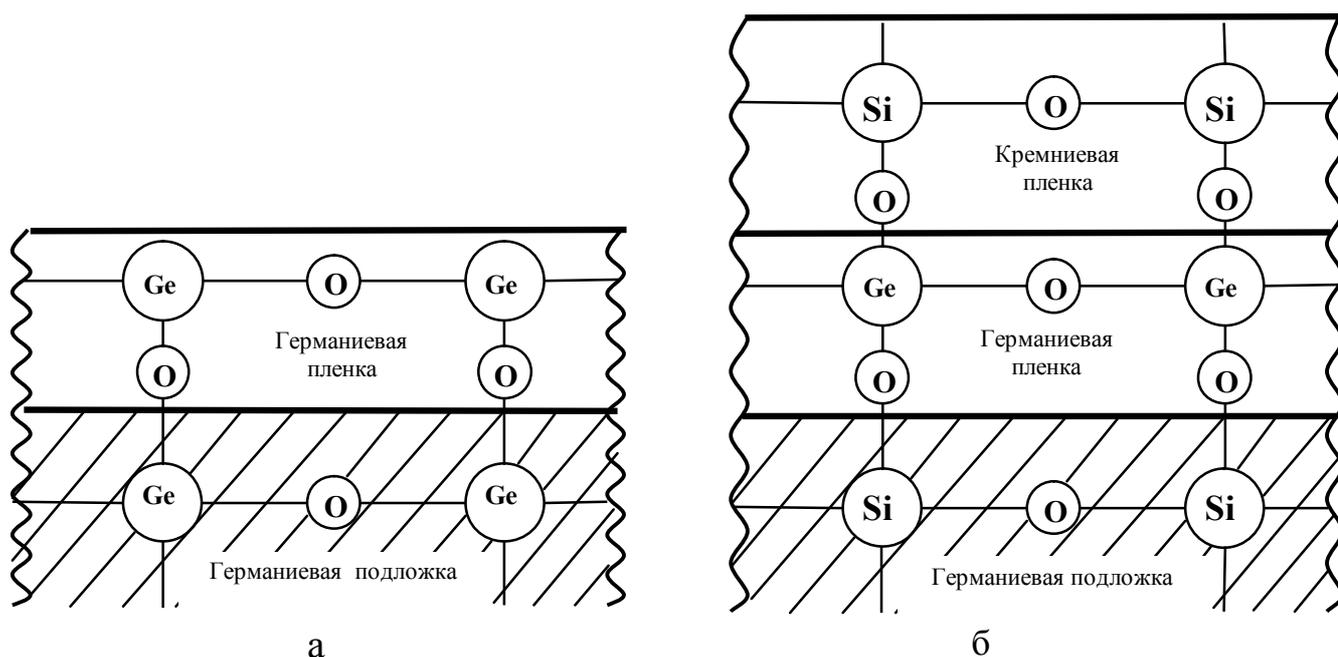


Рисунок 1 – Схема связей просветляющих покрытий

(а – однослойного GeO_2 ; б – двухслойного $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$)

Процесс формирования просветляющих золь-гель покрытий состоит из трех стадий: получение однородного золя в растворе из исходных компонентов; нанесение золя на подложку методами: центрифугирования, окунания или распыления; формирование оксидной диэлектрической пленки путем термообработки.

Пленкообразующий раствор был приготовлен на основе композиций металлоорганического соединения германия и металлоорганического соединения кремния. Стоит отметить, что золь на основе металлоорганического соединения германия является безводным, так как при взаимодействии с водой имеет свойства выпадать в осадок. Перед нанесением пленкообразующие растворы помещали в ультразвуковую ванну для деполимеризации в нем высокомолекулярных соединений, что улучшает качество получаемых покрытий.

Благодаря использованию золь-гель метода можно изменять метод нанесения покрытий в зависимости от формы и свойств подложек. Для небольших круглых изделий (линзы) идеально подойдет метод центрифугирования, с помощью которого можно варьировать толщину получаемого покрытия меняя частоту вращения центрифуги (1000–5000 об/мин). Для больших изделий (оконных стекол) можно использовать метод распыления, который позволяет получать покрытия на большой площади с наименьшими затратами пленкообразующего раствора. Так как в ИК технике применяются оптические элементы из германия, в работе в качестве подложек использовались германиевые окошки размером $2,5 \times 2,5$ см. Для нанесения пленкообразующего раствора был использован метод окунания, обеспечивающий равномерность и однородность покрытий на подложках малого размера. С помощью данного метода можно варьировать толщину покрытий изменяя скорость вытягивания подложки из пленкообразующего раствора.

После нанесения образцы помещали в печь и термообработывали при температуре 400°C на воздухе в течение 10 минут. При получении двухслойных покрытий после остывания на подложки с германиевым покрытием, наносили кремниевое защитное покрытие методом окунания и производили термообработку при температуре 500°C на воздухе в течении 5 минут.

Установлено, что полученные покрытия обладают механической стойкостью к истиранию (3000 циклов истирания) и соответствуют требованиям ОСТ оптической промышленности.

Ниже представлен спектр поглощения GeO_2 и $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытий, сформированных на поверхности германиевых окон (рисунок 2).

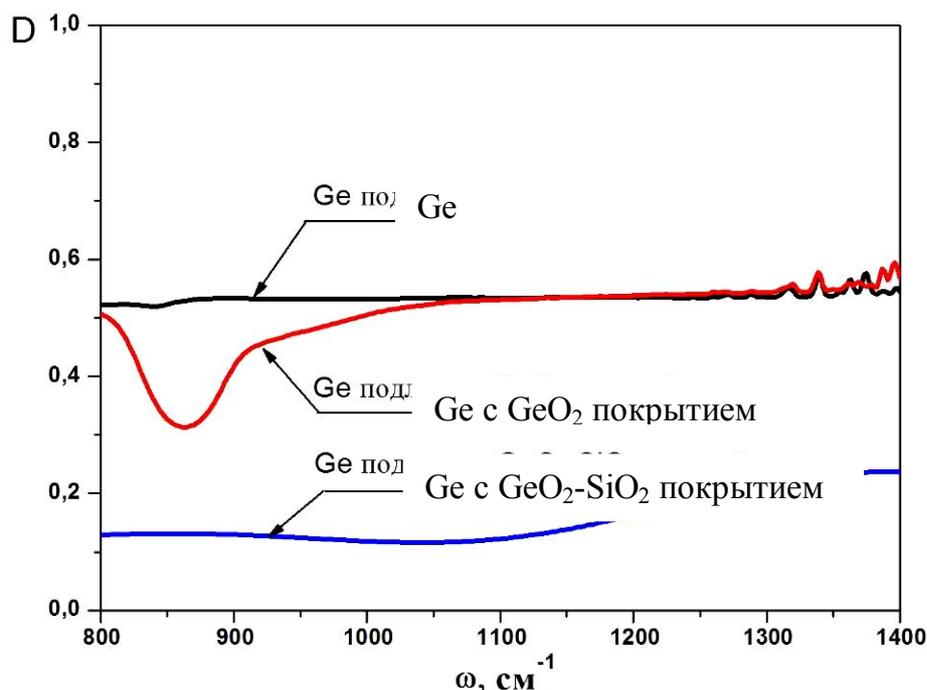


Рисунок 2 – Спектр поглощения Ge с GeO_2 и $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытиями

Полученные GeO_2 покрытия имеют толщину 0,3 мкм и коэффициент преломления 1,6. Дополнительное введение в пленкообразующий раствор ионов Се позволяет варьировать коэффициент преломления в диапазоне от 1,3 до 1,6. Двухслойные $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытия имеют общую толщину 0,9 мкм, коэффициент преломления внешнего защитного SiO_2 покрытия равен 1,45. Кроме того, полученные просветляющие GeO_2 и $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытия устойчивы к термическому воздействию и обладают механической стойкостью к истиранию (3000 циклов истирания).

По коэффициентам преломления и толщинам слоев просветляющих золь-гель пленок, по известной методике [4] был рассчитан показатель отражения полученных GeO_2 и $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытий. Так, для GeO_2 коэффициент отражения изменяется от 5,4 % до 7 % в видимой и ближней ИК области спектра. В свою очередь, у двухслойных $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытий коэффициент отражения изменяется от 3,2 % до 3,9 % в видимой и ближней ИК области спектра. Отсюда можно сделать вывод, что GeO_2 и $\text{GeO}_2\text{-SiO}_2$ покрытия подходят для использования в качестве просветляющих покрытий для ИК оптики, где применяются германиевые оптические элементы.

Литература

1. Физический энциклопедический словарь / Главный редактор А.М. Прохоров // Москва: Советская Энциклопедия, 1983. – 928 с.
2. Носов, Ю.Р. Оптоэлектроника / Ю.Р. Носов // Москва: Радио и

связь, 1989. – 359 с.

3 Крылова, Т.Н. Интерференционные покрытия / Т.Н. Крылова // Санкт-Петербург: Машиностроение, 1973. – 224 с.

4 Путилин, Э.С. Оптические покрытия. Учебное пособие по курсу «Оптические покрытия» / Э.С. Путилин // Санкт-Петербург: Государственный университет «ИТМО», 2010. – 232 с.

Д.А. Голосов, С.М. Завадский, М.В. Евстафьева

**УО «Белорусский государственный университет информатики
и радиоэлектроники», Минск, Беларусь**

ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК ТАНТАЛАТА СТРОНЦИЯ-ВИСМУТА МЕТОДОМ ВЧ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

В последнее время бурное развитие микроэлектроники поставило перед технологами новую проблему – необходимость поиска новых диэлектрических материалов для создания конденсаторных структур. Одним из перспективных решений является использование в качестве диэлектриков сегнетоэлектрических материалов. Среди материалов для интегрированных сегнетоэлектриков особое место занимают твердые растворы танталата стронция-висмута, обладающие, с точки зрения практических приложений, наилучшими характеристиками [1,2].

Наиболее перспективными методами нанесения данного класса тонких пленок является метод ВЧ магнетронного распыления. В данной работе проведены исследования возможности нанесения тонких пленок сегнетоэлектриков методом ВЧ магнетронного распыления из синтезированных мишеней.

Схема экспериментальной установки для нанесения слоев танталата стронция-висмута ($\text{SrBi}_2\text{Ta}_2\text{O}_9$, SBT) методом ВЧ магнетронного распыления приведена на рисунке 1. Установка выполнена на базе вакуумного поста Leybold-Heraeus A550 VZK. Камера вакуумной установки оборудована внешним фланцевым двухлучевым ионным источником с замкнутым дрейфом электронов на основе ускорителя с анодным слоем, который использовался для предварительной очистки подложек. Для распыления керамических мишеней использовалась магнетронная распылительная система RIF.036.001 оригинальной конструкции с мишенью \varnothing 36 мм, которая устанавливалась вместо мишенного узла ионного источника. В качестве мишени использовались диски из сегнетоэлектрической керамики $\text{SrBi}_2\text{Ta}_2\text{O}_9$ \varnothing 36 мм и

толщиной 4 мм. Анализ состава материала мишени методом рентгенофлуоресцентного анализа показал, что в начальный состав мишени входят: 45,673 % Ta_2O_5 , 38,686 % Bi_2O_3 , 15,641 % SrO . Для питания магнетрона применен ВЧ источник питания с максимальной выходной мощностью 1300 Вт (частота 13,56 МГц). Поскольку импеданс магнетрона отличается от выходного сопротивления источника питания, для подключения магнетрона к источнику питания использовалось согласующее устройство. Расход рабочих газов (Ar , O_2) контролировался с помощью автоматических регуляторов расхода газа РРГ-1.

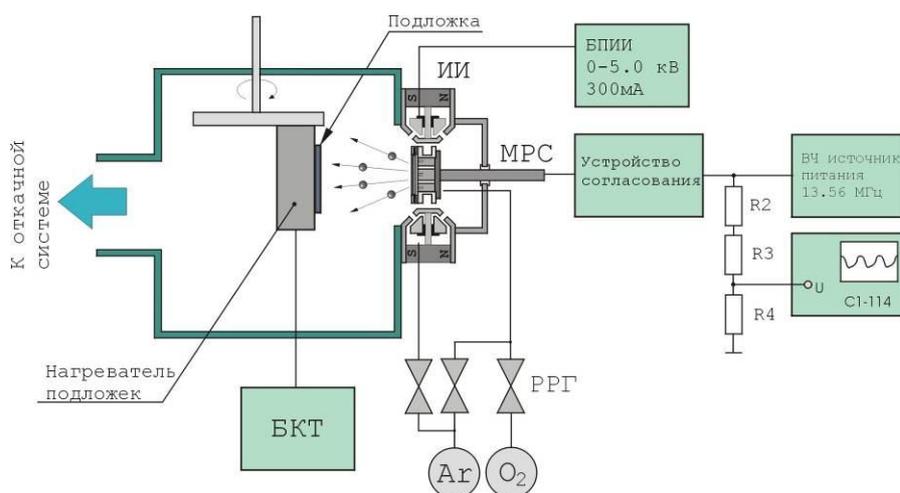


Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки для нанесения тонких пленок сегнетоэлектрических составов методом ВЧ магнетронного распыления: МРС – магнетронная распылительная система, ИИ – ионный источник, РРГ – автоматический регулятор расхода газа, БКТ – блок контроля температуры

Подложки устанавливались на вращаемый подложкодержатель. В качестве подложек использовались Si пластины с нанесенными структурами SiO_2/Pt . Расстояние мишень – подложка изменялось от 40 до 80 мм. В ходе экспериментов камера вакуумной установки откачивалась до остаточного давления $1,5 \times 10^{-2}$ Па. Предварительно производилась очистка подложек ионным пучком. Для этого в источник подавался Ar до рабочего давления $2,0 \times 10^{-2}$ Па. Время очистки, энергия ионов и ток разряда во всех экспериментах были постоянными и составляли соответственно 3 мин, 700 эВ, 40 мА. Затем непосредственно в область мишени магнетрона подавались рабочие газы (смесь Ar/O_2). Общий расход рабочих газов поддерживался постоянным и составлял 80 мл/мин. Содержание кислорода в смеси рабочих газов изменялось от 0 до 50 %. При этом давление в камере составляло 0,8 Па. В процессе нанесения мощность разряда

магнетрона изменялась от 40 до 200 Вт. При этом уровень отраженной мощности был менее 10 % от прямой мощности. Время нанесения было постоянным и составляло 10 мин. Пленки наносились до толщины 200–700 нм в зависимости от процентного содержания кислорода в смеси рабочих газов.

Элементный состав нанесенных пленок анализировался методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) при помощи рентгеновского флуоресцентного спектрометра Oxford ED-2000. Распределение толщины нанесенных слоев определялось с помощью оптического интерферометрического профилометра ПОИ-08.

Проведены исследования по влиянию параметров процесса на скорость нанесения слоев (рисунок 2). Пленки нанесены при следующих условиях: Общий расход рабочих газов поддерживался постоянным и составлял 80 мл/мин. Содержание кислорода изменялось от 0 до 50 %. При этом давление в камере составляло 0,8 Па. Прямая мощность поддерживалась постоянной и составляла 75 Вт. Мощность отраженной волны зависела от содержания кислорода и составляла 4–11 Вт. Расстояние мишень – подложка составляло 42 мм.

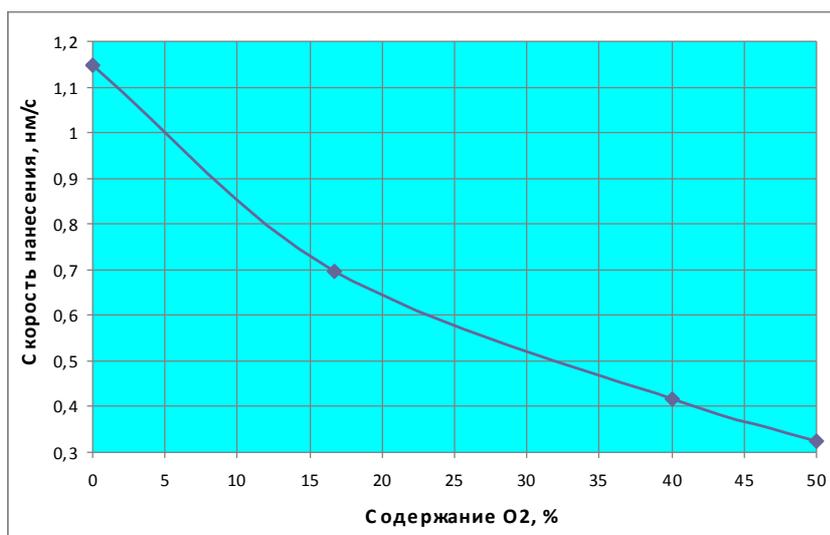


Рисунок 2 – Зависимость скорости нанесения от процентного содержания кислорода в Ag/O₂ смеси рабочих газов.

Расстояние мишень – подложка 42 мм

На рисунке 3 представлен измеренный профиль распределения толщины нанесенной пленки SBT. Пленка нанесена при следующих условиях: мощность прямой волны 75 Вт, отраженной – 11 Вт, поток Ar 70 мл/мин, поток O₂ – 9 мл/мин, время нанесения 10 мин, расстояние мишень – подложка 42 мм. Установлено, что скорость нанесения увеличивается при уменьшении содержания кислорода в Ag/O₂ смеси газов. Увеличение скорости распыления при уменьшении содержания кислорода в

Ag/O₂ смеси газов, по-видимому, связано с двумя процессами: увеличением средней массы бомбардирующей мишень ионов; разрушением кислородного остова сложного оксида при бомбардировке мишени ионами Ag и последующим распылением восстановленных металлов.

Проведены исследования влияния состава газовой среды на содержание элементов в нанесенной SBT пленке (рисунок 4). Установлено, что метод ВЧ магнетронного распыления позволяет переносить состав многокомпонентной мишени в пленку с довольно хорошим сохранением стехиометрического состава. Отмечено уменьшение процентного содержания оксида стронция в нанесенной пленке относительно мишени. Содержание оксидов тантала и висмута в нанесенной пленке изменяется незначительно. Уменьшение содержания висмута связано с его высокой летучестью. Недостаток оксида висмута ведет к невозможности формирования перовскитовой фазы и как следствие ухудшению электрофизических свойств пленок по сравнению с объемными образцами.

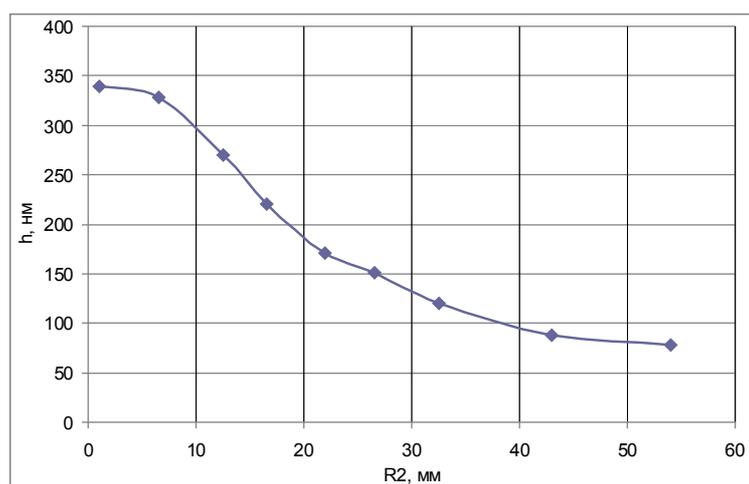


Рисунок 3 – Профиль распределения толщины нанесенной пленки SBT

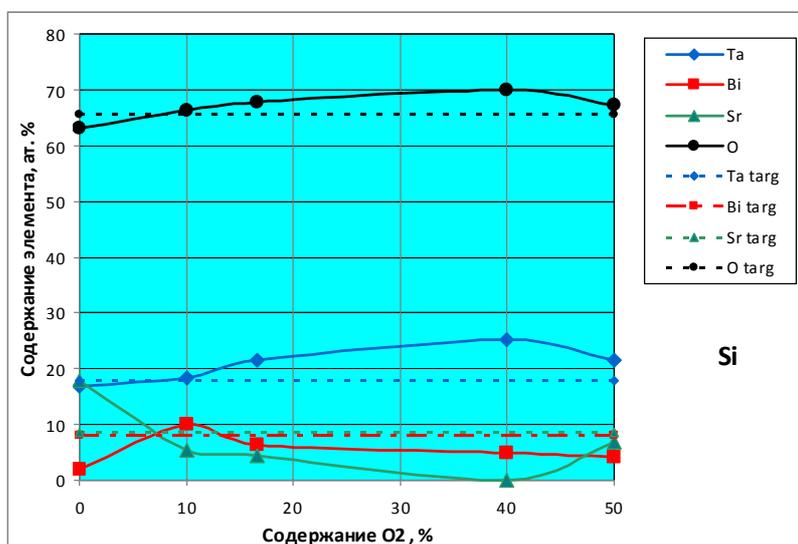


Рисунок 4 – Зависимость процентного содержания элементов в нанесенной пленке от процентного содержания кислорода в смеси рабочих газов.

Подложка Si

Литература

1. Ferroelectric Properties of SrBi₂Ta₂O₉ Thin Films for Non-Volatile Memories/ Nam-Hee Lee, Eun-Gu Lee, Jong-Kook Lee, Woo-Yang Jang // Korean J. Crystallography. – 2000. – Vol. 11. – № 2. – P. 95–101.

2. Parametric study of sputtered Sr-deficient SrBi₂Ta₂O₉ thin films / Sam Zhang, Yibin Li, Weidong Fei, Zhenghao Gan, Subodh Mhaisalkar, X. M. Li // J. Vac. Sci. Technol. A. – 2006. – Vol. 24. – № 6. – P. 1992–1998.

В.А. Горобец, Б.Ф. Кунцевич, В.О. Петухов

**ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ИЗЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ СО₂-ЛАЗЕРОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В НЕЛИНЕЙНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Введение

Известно, что спектр излучения СО₂-лазеров, генерирующих на линиях обычных, секвенционных, горячих и других переходов, представляет собой набор дискретных спектральных линий, которые соответствуют отдельным колебательно-вращательным переходам [1]. Для преобразования излучения этих лазеров из одной спектральной области в другую с целью решения задач селективного воздействия на вещество используются нелинейные кристаллы.

ТЕА СО₂-лазеры обычно излучают импульсы, состоящие из мощного (с амплитудой ≥ 1 МВт) лидирующего пика, длительностью ~ 100 нс, и «хвоста» длительностью ≥ 1 мкс, содержащего обычно ≥ 50 % энергии импульса. Известно, что хвост импульсов практически не преобразуется во вторую гармонику из-за низкой интенсивности и, более того, существенно снижает эффективность удвоения частоты излучения из-за последствий, к которым приводят эффекты теплового нагрева. Поэтому для эффективной генерации второй гармоники (ГВГ) и других нелинейно-оптических преобразований принципиально важно использовать короткие высокоинтенсивные импульсы [1].

Расширение спектра излучения СО₂-лазеров в коротковолновую область спектра можно осуществить за счет нелинейного

преобразования частоты их излучения в оптических кристаллах, в частности генерации 2-ой гармоники (ГВГ). Для преобразования излучения CO₂-лазеров в длинноволновую область спектра можно использовать принцип генерации разностных частот (ГРЧ) с помощью нелинейных кристаллов

Данная работа посвящена исследованию возможностей управления параметрами излучения импульсных CO₂-лазеров применительно к эффективному решению задач нелинейного преобразования частоты излучения (прежде всего получение мощных коротких импульсов).

1. Численное моделирование временных параметров излучения

Предполагается, что имеется двухволновая CO₂-лазерная система, когда в одном и том же объеме активной среды генерация может осуществляться одновременно на двух колебательно-вращательных линиях. В данном разделе главное внимание уделяется выяснению путем численного моделирования условий, при которых удастся получить два максимально интенсивных лазерных импульса приблизительно одинаковой пиковой мощности с разными длинами волн излучения, временные интервалы высвечивания которых максимально перекрываются. Такие одновременно генерируемые лазерные импульсы (двухволновой режим генерации) за счет ГРЧ могут быть преобразованы в излучение с большей длиной волны. Для определенности рассматривается случай генерации лазерного излучения одновременно на двух колебательно-вращательных переходах в полосе 00⁰1–10⁰ молекулы CO₂. В качестве первого канала генерации используется линия 10P36 (частота $\nu_1 = 929,017 \text{ см}^{-1}$), а в качестве второго – линия 10P4 ($\nu_2 = 957,800 \text{ см}^{-1}$). Поскольку $\nu_1 - \nu_2 = 28,783 \text{ см}^{-1}$, то при ГРЧ будет получено излучение с длиной волны $\sim 347 \text{ мкм}$. Для определенности задавались следующие параметры ТЕ CO₂-лазерной системы: состав активной смеси CO₂:N₂: He = 0,2:0,2:0,6 при давлении 100 Торр, температура активной смеси $T_a = 300 \text{ К}$; длительность переднего фронта импульса накачки $t_m = 0,35 \text{ мкс}$, а характерное время экспоненциального затухания заднего фронта $t_x = 0,4 \text{ мкс}$; $N_e^m = 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ – максимальное значение плотности свободных электронов, достигаемое в момент времени t_m . Более подробное описание используемой модели и параметров приведено в [2].

Результаты расчетов временной зависимости интенсивности излучения I_i в i -ом канале ($i = 1,2$) приведены на рисунке 1. Путем подбора коэффициентов потерь для обоих каналов $0,00080 \text{ см}^{-1}$ и $0,00084 \text{ см}^{-1}$ создавались условия, когда пиковые интенсивности лазерных импульсов в первом I_1^m и втором каналах I_2^m были примерно

одинаковые. В данном случае: $I_1^m \approx I_2^m \approx 2,3 \text{ МВт/см}^2$. При этом моменты времени, соответствующие максимумам импульсов излучения в первом и втором каналах, несколько отличаются: $t_1^m = 0,558 \text{ мкс}$ и $t_2^m = 0,503 \text{ мкс}$. Временной сдвиг (отличие) максимумов импульсов излучения составляет $\Delta t_{1-2}^m = t_1^m - t_2^m = 0,055 \text{ мкс}$. Отметим, что длительности импульсов на полувысоте для первого и второго каналов равны: $\Delta t_1^{0,5} = 0,41 \text{ мкс}$ и $\Delta t_2^{0,5} = 0,26 \text{ мкс}$. В качестве некоторой относительной величины, характеризующей величину временной отстройки максимумов интенсивностей излучения для обоих каналов может служить отношение минимальной из временных ширин на полувысоте $\Delta t_2^{0,5}$ к Δt_{1-2}^m : $r_{\Delta t}^m = \Delta t_2^{0,5} / \Delta t_{1-2}^m$. В данном случае $r_{\Delta t}^m = 4,7$. Представляется, что это вполне удовлетворительное значение, соответствующее сравнительно хорошему временному перекрытию импульсов излучения.

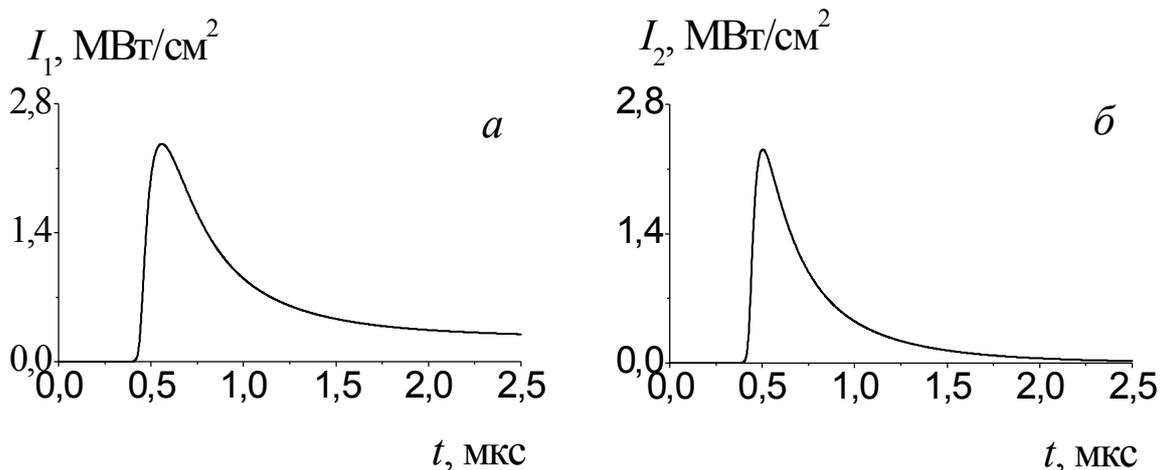


Рисунок 1 – Зависимости величин I_1 и I_2 от времени

Целесообразно отметить, что моменты времени, соответствующие уровню $0,1I_i^m$ на переднем фронте для первого и второго каналов равны: $t_1^{0,1} = 0,44 \text{ мкс}$ и $t_2^{0,1} = 0,42 \text{ мкс}$. Поскольку $t_1^{0,1} > t_2^{0,1}$ и $t_1^m > t_2^m$, то временное перекрытие импульсов на переднем фронте определяется процессом высвечивания лазерного излучения в первом канале. Из сравнения рисунков 1,а и 1,б следует, что временное перекрытие импульсов на заднем фронте ограничивается вторым каналом.

Более раннее высвечивание излучения во втором канале на переднем фронте и более короткий задний фронт импульса во втором канале являются основными факторами, ограничивающими длину временного интервала перекрытия импульсов.

Комбинация линий 10P36 и 10P4 специально подбиралась из

условия, что при $T_a = 300$ К населенности верхних лазерных вращательных подуровней приблизительно одинаковы и для этой пары линий ненасыщенные коэффициенты усиления также близки. Дополнительные расчеты проводились для двухволновой генерации на линиях секвенционных и горячих переходов, а также их комбинаций. Установлено, что для максимального перекрытия во времени обоих импульсов с приблизительно одинаковой пиковой интенсивностью необходимо выбирать пары линий с максимально близкими значениями ненасыщенных коэффициентов усиления.

2. Оптимизация активной среды и накачки ТЕА СО₂-лазера для эффективного преобразования в нелинейных кристаллах

Наиболее простым методом укорочения длительности импульсов излучения СО₂ лазеров является их формирование в активной среде путем подбора состава рабочей смеси и соответствующей оптимизации резонатора. Однако негативным последствием такого подхода является значительное, порой на порядок и выше, снижение энергетических параметров ТЕА СО₂-лазера, по сравнению с обычным режимом генерации.

В данном разделе рассматривается возможность формирования укороченных импульсов излучения ТЕА СО₂-лазеров сравнительно простым методом – путем выбора и оптимизации количества вводимых в активную среду легкоионизируемых присадок, ранее используемых для повышения эффективности работы лазеров. К их числу, например, можно отнести, три-н-пропиламин (ТПА) и ксенон. В экспериментальных исследованиях, проведенных с использованием ТЕА СО₂-лазера с УФ предионизацией активной среды, определены оптимальные концентрации ТПА и Хе для ряда смесей. Было показано, что в оптимальных условиях добавки легкоионизируемых присадок приводят к значительному сокращению длительности лазерного импульса без уменьшения его энергии. Для активной среды с ТПА оптимальная рабочая смесь газов имела состав СО₂:N₂:He:ТПА = 1:1:3:0,01. В такой среде лазерное излучение формируется раньше, а импульсы излучения имеют примерно в два раза меньшую полную длительность и длительность на полувысоте по сравнению с импульсами, генерируемыми смесью без ТПА. При этом выходная энергия импульсов не изменяется, а их пиковая мощность возрастает более чем в два раза. Использование укороченных и более интенсивных лазерных импульсов для накачки удвоителей частоты позволило примерно в 3 раза повысить эффективность ГВГ, по сравнению с типичными импульсами накачки. Это дало возможность использовать для решения различных задач существенно более дешевые, в 1,5–2 раза меньшей длины, нелинейные кристаллы AgGaSe₂ ($L = 10$ мм) и ZnGeP₂

($L = 7$ мм).

Основным механизмом укорочения импульсов в данном случае является увеличение, при добавлении в активную среду ТПА, скорости релаксации колебательной энергии, запасаемой в «резервуаре» асимметричная мода $\text{CO}_2 + \text{N}_2$.

ТЕА CO_2 -модуль изготавливался из стеклоэпоксидного цилиндра и образовывал электроразрядную герметизированную камеру для активной среды [1]. Основной разряд поджигается между электродами длиной 70 см (ширина – 3,5 см, межэлектродный промежуток – 2,1 см). Питание цепи основного разряда и разряда УФ предыонизации происходит от одной батареи (два малоиндуктивных (~ 20 нГн) высокоточных (~ 80 кА) конденсатора типа КМК 50-01). Их общая емкость – 0,2 мкФ, а оптимальное напряжение заряда – ~ 20 кВ. Для повышения эффективности системы накачки была разработана оригинальная система предыонизации активной среды, состоящая из большого количества тонких (диаметр $\sim 0,5$ мм) металлических проволочек, укрепленных на изолирующих подставках. Они располагаются с равномерным шагом (5,5 мм) параллельно катоду по всей его длине. Их расстояние от поверхности катода составляет примерно 2,5 мм. При этом важно, что каждая проволочка соединена последовательно с отдельным ограничивающим ток малогабаритным и малоиндуктивным конденсатором. Экспериментальные исследования показали значительное преимущество разработанной системы предыонизации по сравнению с «боковой» системой УФ-предыонизации [3], прежде всего, по энергетическим параметрам. Она обеспечивает работу лазера с гораздо большей частотой повторения импульсов, вплоть до 100 Гц без прокачки активной среды. Ресурс работы лазера без замены активной среды также значительно увеличивается. Кроме того, «боковая» система предыонизации значительно (в 2–3 раза) уступает по скорости введения импульсной энергии накачки в активную среду.

Аналогичные исследования были проведены и для малых добавок ксенона в активную среду ТЕА CO_2 -лазера, которые также подтвердили перспективность предлагаемой методики укорочения лазерных импульсов для последующего эффективного излучения в нелинейных кристаллах.

Заключение

Выполненные исследования показывают, что для осуществления двухволнового режима генерации в импульсных CO_2 -лазерах с максимально возможной степенью перекрытия импульсов во времени и приблизительно одинаковой пиковой интенсивностью необходимо подбирать пары линий с максимально близкими значениями

ненасыщенных коэффициентов усиления.

Для формирования укороченных импульсов излучения ТЕА CO₂-лазеров можно добавлять в активную среду легкоионизируемые присадки (например, три-н-пропиламин и ксенон). При этом выходная энергия импульсов не изменяется, а их пиковая мощность возрастает более чем в два раза.

Литература

1. Лидарные системы и их оптико-электронные элементы / Ю.М. Андреев, В.Г. Воеводин, П.П. Гейко, В.А. Горобец, О.Г. Ланская, В.О. Петухов, Н.П. Солдаткин, А.А. Тихомиров. – Томск: Издательство Института оптики атмосферы СО РАН, 2004. – 526 с.

2. Кунцевич, Б.Ф. Влияние отстройки частоты на параметры излучения импульсных CO₂-лазеров // Журнал прикладной спектроскопии. – 2011. – Т. 78. – С. 571–579.

3. ТЕА CO₂-лазер с укороченными импульсами для генерации второй гармоники в нелинейных кристаллах / В.О. Петухов, В.А. Горобец, Ю.М. Андреев, Г.В. Ланский // Вестник СПбО АИН. – 2007. – Вып. 3. – С. 65–82.

Ю.И. Горников, Е.И. Оранская

**Институт химии поверхности имени А.А. Чуйко
Национальной академии наук Украины, Киев, Украина**

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПИРОГЕННОГО АЛЮМОКРЕМНЕЗЕМА И ОКСИДА МЕДИ

Практическое применение нанокompозитов на основе пирогенных оксидов кремния и алюминия, химически модифицированных наноразмерными частицами оксидов переходных и редкоземельных металлов, в адсорбции, катализе, оптоэлектронике, при получении композиционных материалов обусловлено их высокой удельной поверхностью, $S_{уд}$, и свойствами модифицирующих наноразмерных оксидов [1–3]. При термических исследованиях нанокompозитов в рамках стандартного дериватографического эксперимента выявлены отличия их термических свойств от свойств исходных пирогенных оксидов, что связано с взаимодействием модифицирующих оксидов и пирогенных матриц [4–6].

В данной работе изучены высокотемпературные, до 1350 °С, фазовые и химические превращения в модельных механических смесях пирогенных алюмокремнеземов ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$), с различным содержанием оксида алюминия, и оксида меди, CuO . Для сравнения использовали смеси чистых пирогенных оксидов кремния и алюминия с оксидом меди. Для получения высокоточных данных температур фазовых переходов и химических превращений, потерь массы была проведена модернизация дериватографа Q-1500D фирмы «МОМ» с заменой записи термографических кривых на ленту на управление, цифровую запись и первичную обработку данных с помощью специального модуля АЦП и разработанной к нему программы.

Модельные механические смеси готовили на основе пирогенного SiO_2 марки Асил 100 (А100), Al_2O_3 и $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ (Калуш, КЭП ИХП им.А.А.Чуйко НАН Украины) с $S_{\text{уд}}$ 100, 89 и 100 м²/г, соответственно, и оксида меди CuO «чда» ГОСТ 16539-79. Содержание оксида алюминия в алюмокремнеземах составляло 30 (SA30) и 75 (SA75) мас.%. Компоненты смешивали и растирали в сухом состоянии в агатовой ступке до получения гомогенной массы. Содержание оксида меди в смесях составляло 19 мас. %.

Фазовый состав изучали методом порошковой дифрактометрии на автоматизированном дифрактометре ДРОН-4-07 (Cu K_α). Термические исследования проводили на модернизированном дериватографе Q-1500D фирмы «МОМ» с помощью модуля АЦП I-7018P. Точность определения температуры составляла ± 3 °С, потерь массы – 10^{-5} г.

Согласно данным РФА дифрактограммы исходных и нагретых на воздухе до 1050 °С исследуемых пирогенных оксидов представляются идентичными. Они изображены на рисунке 1. Таким образом, в отсутствие модифицирующего оксида меди пирогенные оксиды сохраняют свое аморфное или слабо кристаллическое состояние.

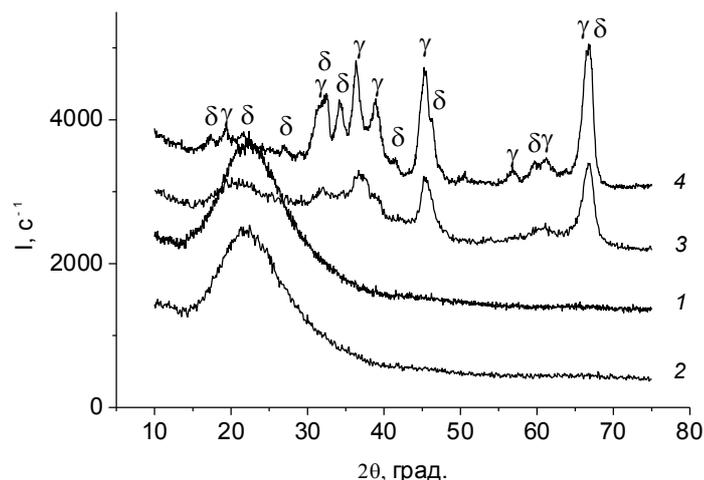


Рисунок 1 – Дифрактограммы исходных и нагретых на воздухе до 1050 °С образцов А100 (1), SA30 (2), SA75 (3), Al₂O₃ (4).

Обозначения: γ, δ – γ-, δ-Al₂O₃

Дифрактограммы модельных смесей с CuO, остывших после нагрева до 1050 °С, представленные на рисунке 2, указывают на образование низкотемпературного кристобалита в образцах А100 и SA30 и формирование алюмината меди CuAl₂O₄ и кристаллического α-Al₂O₃ в образцах SA75 и Al₂O₃.

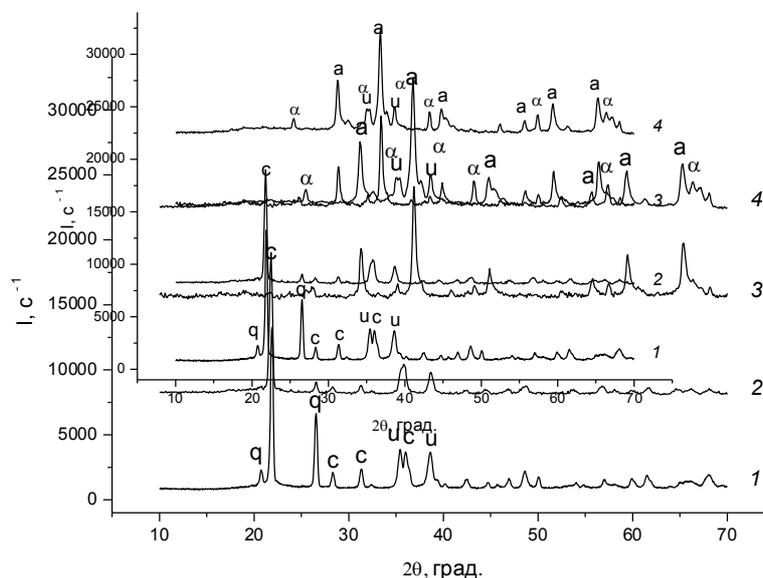


Рисунок 2 – Дифрактограммы механических смесей А100 (1), SA30 (2), SA75 (3) и Al₂O₃ (4) с 19 мас.% CuO, нагретых до 1050 °С.

Обозначения: с – α-кристобалит, а – CuAl₂O₄, α – α-Al₂O₃, u – CuO

Как было показано в [7] данные преобразования инициированы

ионами меди в момент разложения CuO до Cu_2O и O_2 при температуре $\sim 1030^\circ\text{C}$ по реакции $4\text{CuO} = 2\text{Cu}_2\text{O} + \text{O}_2$. Реакции взаимодействия оксидов меди и алюминия достаточно хорошо изучены [8, 9]. Однако они мало исследованы для композитов на основе пирогенных оксидов алюминия и алюмокремнеземов.

Термографические кривые модельных смесей пирогенных оксидов кремния, алюминия и алюмокремнеземов с оксидом меди регистрировали в температурном интервале $25\text{--}1350^\circ\text{C}$ со скоростью нагрева $15^\circ\text{C}/\text{мин}$. Образцы помещали в платиновые тигли во избежание взаимодействия оксида меди с алундовыми тиглями. Дериватограммы представлены в интервале температур $500\text{--}1350^\circ\text{C}$ на рисунке 3.

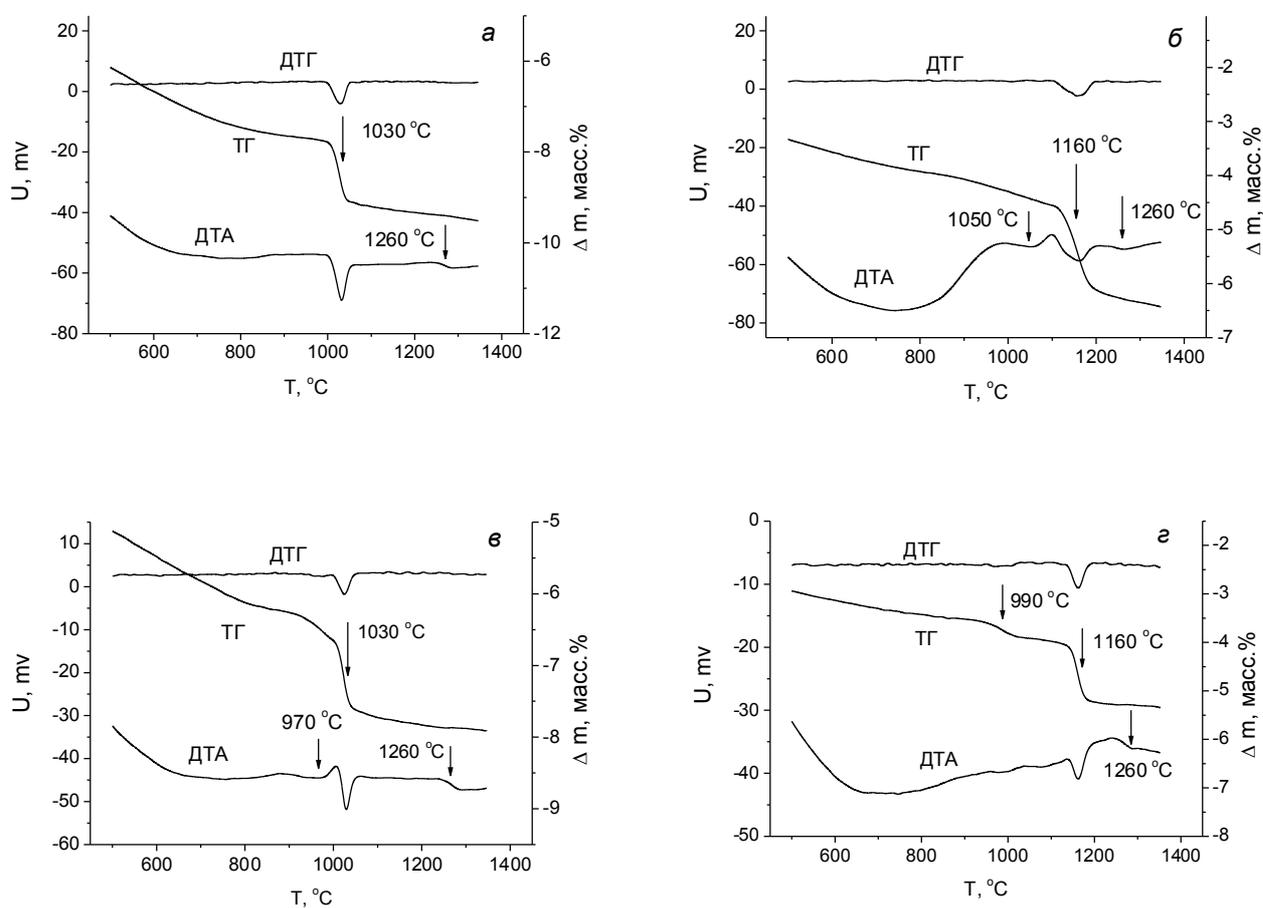


Рисунок 3 – Дериватограммы смесей A100 (а), Al_2O_3 (б), SA30 (в), SA75 (г) с 19 мас.% CuO

Из приведенных данных следует, что в смеси A100 и CuO последовательно протекают процесс разложения CuO , сопровождающийся потерей массы и эндотермическим эффектом при 1030°C , и плавления образца вблизи 1260°C . Для смеси Al_2O_3 и CuO

наблюдаются три эндотермических эффекта при 1050, 1160 и 1260 °С. Второй сопровождается потерей массы. Эти данные хорошо согласуются с литературными об образовании $\text{CuAl}_2\text{O}_4 = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CuO}$ при 1050 °С, его разложении $4\text{CuAl}_2\text{O}_4 = 4\text{CuAlO}_2 + 2\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{O}_2$ с потерей массы при 1160 °С и плавлении с образованием продукта $2\text{CuAlO}_2 = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cu}_2\text{O}$ при 1260 °С.

Термографические кривые смесей алюмокремнеземов с CuO имеют более сложный характер. На них наблюдаются эффекты, характерные для взаимодействия CuO с обоими оксидами. Преобладание одних над другими соответствует соотношению оксидов Al_2O_3 и SiO_2 . В случае смеси SA30 с CuO взаимодействие CuO и Al_2O_3 происходит при меньшей температуре, чем разложение CuO , ~970°С. Однако оно не приводит к образованию алюмината меди CuAl_2O_4 в виде отдельной фазы, что следует из отсутствия эффекта его разложения при 1160 °С. По-видимому, это связано с отсутствием отдельной фазы Al_2O_3 в исходном пироженном алюмокремнеземе. Для смеси SA75 и CuO характерно снижение температуры взаимодействия CuO и Al_2O_3 , а также температуры разложения CuO до 990 °С. Об образовании отдельной фазы алюмината меди CuAl_2O_4 свидетельствует эффект его разложения при 1160 °С. Плавление смесей обоих алюмокремнеземов с CuO происходит при той же температуре 1260 °С.

В таблице 1 приведен фазовый состав образцов модельных смесей, остывших после нагрева в дериватографе.

Таблица 1 – Фазовый состав остывших после нагрева в дериватографе до 1350 °С механических смесей пироженных оксидов с 19 мас. % CuO

Образец	Фазовый состав
A100 + CuO	α -кристобалит, α -кварц, CuO
Al_2O_3 + CuO	α - Al_2O_3 , CuO , CuAl_2O_4
SA30 + CuO	α -кристобалит, CuO
SA75 + CuO	α - Al_2O_3 , CuO , α -кварц

С учетом фазового состава остывших модельных смесей после нагрева их до 1050 °С анализ приведенных на рис.3 и в таблице 1 данных позволяет полностью проследить за последовательностью процессов в композитах на основе пироженного алюмокремнезема, протекающих в высокотемпературной области. Образование α -кристобалита, α -кварца, α - Al_2O_3 является результатом их кристаллизации из расплавов в отличие от

кристаллизации при высокотемпературном разложении CuO . Присутствие во всех остывших образцах оксида меди, CuO , объясняется окислением Cu_2O при охлаждении образцов. Для остывшей смеси Al_2O_3 с CuO характерно присутствие алюмината меди CuAl_2O_4 . В то же время он отсутствует в остывших образцах смесей SA30 и SA75 с CuO . Как было отмечено выше, для смеси SA30 с CuO в виде отдельной фазы CuAl_2O_4 не образуется. В смеси SA75 с CuO разложение CuAl_2O_4 , очевидно, протекает до конца.

Таким образом, использование высококачественной цифровой записи дериватографических данных позволяет анализировать термические превращения в сложных взаимодействующих системах, к которым относятся исследуемые нами композиты на основе пирогенных оксидов кремния, алюминия и алюмокремнеземов. На основе термических данных было показано, что в смесях оксида меди и алюмокремнезема с таким содержанием оксида алюминия, при котором он не формирует отдельную фазу в условиях пирогенного синтеза, как, например, в SA30, не происходит образования и отдельной фазы алюмината меди. В то же время, исходя только из рентгенографических данных, можно было бы предположить образование алюмината меди, который полностью разлагается при охлаждении, как в случае смеси CuO и алюмокремнезема SA75. Полученные данные могут быть полезны при создании новых материалов для лазерной техники, керамических и строительных материалов.

Литература

1. Morphological and structural features of individual and composite nanooxides with alumina, silica and titania in powders and aqueous suspensions / V.M. Gun'ko [et al.] // Powder Technology. – 2009. – Vol. 195. – Issue 3. – P. 245–258.
2. Adsorption of polar and nonpolar compounds onto complex nanooxides with silica, alumina, and titania / V.M. Gun'ko [et al.] // J. Colloid and Interface Sci. – 2010. – Vol. 348. – P. 546–558.
3. Synthesis of nanocomposites $\text{M}_x\text{O}_y/\text{SiO}_2$: chemical modification of silica with acetylacetonates of iron and cerium / V.M. Bogatyrev [et al.] // Наноситеми, наноматериали, нанотехнології. – 2007. – Т. 5. – Вып. 2. – С. 425–433.
4. Нанокompозиты $\text{M}_x\text{O}_y/\text{SiO}_2$ на основе пирогенного кремнезема и ацетатов Ni, Mn, Cu, Zn, Mg / В.М. Богатырев [и др.] // Химия, физика и технология поверхности. – 2009. – Вып. 15. – С. 294–302.
5. Influence of silica morphology on characteristics of grafted nanozirconia / I.Y. Sulim [et al.] // Appl. Surf. Sci. – 2009. – Vol. 255. – P. 7818–7824.

6. Кулик, К.С. Синтез и свойства нанокompозитов $\text{CeO}_2/\text{SiO}_2$ / К.С. Кулик, Н.В. Борисенко // Химия, физика и технология поверхности. – 2009. – Вып. 15. – С. 303–310.

7. Оранская, Е.И. Термические превращения пирогенного кремнезема, модифицированного оксидом меди / Е.И. Оранская // Химия, физика и технология поверхности. – 2010. – Вып. 2(17). – С. 105–111.

8. Farrer, J.K. Synthesis and characterization of spinel-type CuAl_2O_4 nanocrystalline by modified sol–gel method / J.K. Farrer, M.M. Nowell // J. Sol-Gel Sci. and Technol. – 2009. – Vol. 51. – № 1. – P. 48–52.

9. In situ XRD, Raman, and TPR studies of $\text{CuO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ catalysts for CO oxidation / M.F. Luo [et al.] // J.Molecular Catalysis A: Chem. – 2005. – Vol. 239. – Issues 1–2. – P. 243–248.

О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, Н.И. Луцко, А.А. Ковальчук

**УО «Белорусский национальный технический университет»,
Минск, Беларусь**

ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ПОКРЫТИЯ ИЗ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ

Одной из проблем современного производства является время, которое затрачивается на разработку технологии, а, следовательно, и на получение готовой продукции [1]. В производстве лимитирующим для многих изделий является время, требующееся для конструирования и изготовления литейных форм и штампов всех типов. Особенно высокая трудоемкость имеет место для штамповой оснастки, что обуславливает ее высокую стоимость. Активно развивающиеся в последние годы методы быстрого прототипирования (rapid prototyping – RP), быстрой обработки (rapid tooling – RT), расширяющие новое понятие изготовления новых деталей, называемое быстрое изготовление (rapid manufacturing – RM), призваны помочь в процессе подготовки нового продукта посредством его визуализации непосредственно из базы данных CAD и последующего прямого изготовления продукта путем нанесения материалов с использованием лазеров [2].

Последние разработки технологий direct metal deposition (DMD) в Университете Мичигана, light engineered net shaping (LENS) в Национальной лаборатории в Сандии и direct light fabrication (DLF) в Национальной лаборатории в Лос-Аламосе продемонстрировали, что объемные объекты с плотностью близкой к полной, могут быть произведены непосредственно из базы данных CAD со свойствами эквивалентными процессу пластической деформации. Эти и ряд других

подобных технологий уже потенциально возможны для прямого изготовления деталей и штампов [3–6].

Во всех упомянутых технологиях для непосредственного нанесения металлического материала используется метод лазерной наплавки. Лазерная наплавка – это технология создания покрытий, включающая нанесение материалов разной природы на металлическую подложку с использованием в качестве источника энергии лазерного луча [7–8]. Это гибкая технология, которая позволяет нанести покрытие из порошка подаваемого транспортирующим газом в ванну расплава, образуемую на поверхности основы лазерным лучом.

Состав покрытия, образуемого при лазерной наплавке особенно важен для исследования, так как для придания покрытиям высоких физико-механических характеристик для наплавки используются многокомпонентные материалы, имеющие сложный состав, который в процессе наплавки претерпевает серьезные изменения. Данные о влиянии режимов лазерной наплавки на состав покрытия после наплавки позволяют прогнозировать результат наплавки и свойства наплавленного слоя.

В настоящей статье нами предпринята попытка исследовать фактическое распределение элементов в наплавленных валиках из самофлюсующегося сплава на основе никеля в процессе лазерной наплавки.

Для выполнения исследований использовали лазерный технологический комплекс, включавший газовый СО₂-лазер непрерывного действия типа «Комета 2» с мощностью излучения 1000 Вт и координатную систему, обеспечивавшую необходимое перемещение луча лазера относительно образцов.

Луч лазера через систему поворотных зеркал и линзу направлялся на поверхность образца. Фокус потока порошка, подаваемого по наклонным каналам коаксиального сопла, совпадал с фокусом лазерного излучения. Лазерная наплавка производилась при мощности излучения лазера 1000 Вт, величина подачи порошка составляла 12 г/мин, скорость наплавки варьировалась от 40 до 120 мм/мин. Дистанция наплавки, определяющая положение фокуса лазерного луча относительно поверхности образца, изменялась от 10 до 14 мм. Для каждого случая наносились единичные валики. Наплавка выполнялась на образцы изготовленные из стали 45. В качестве наплавочного материала использовался порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля – ПГ-10Н-01, с грануляцией 20–80 мкм.

Распределение элементов определяли на поперечных шлифах валиков с помощью рентгеновской дифракционной системы SmartLab RIGAKU (X-ray diffraction system), а снимки микроструктур делали на металлографическом микроскопе с видеофиксацией МИКРО 200. Исследовавшиеся на каждом шлифе валика наплавки зоны приведены

на рисунке 1.

Для каждой зоны валика были получены зависимости содержания железа, никеля, хрома и кремния в покрытии от скорости наплавки при различных дистанциях наплавки. Результаты исследований приведены на рисунках 2–6.

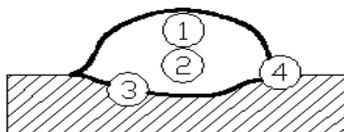


Рисунок 1 – Зоны, исследовавшиеся на шлифах валиков при определении распределения элементов

Как видно из приведенных данных, наибольшее содержание никеля (рисунок 2), хрома (рисунок 3) и кремния (рисунок 4) в покрытии наблюдается при дистанции наплавки $L = 14$ мм (расфокусированный луч, фокус над поверхностью основы) для всех исследованных зон валиков, т.е. в случае, когда имеет место минимальный переплав основы. Наименьшее содержание никеля, хрома и кремния в покрытии имеет место при дистанции наплавки $L = 12$ мм (фокус на поверхности основы, также для всех зон валиков, что может свидетельствовать о переплаве поверхности основы, когда часть этих элементов из покрытия переходит в последнюю. С увеличением скорости наплавки наблюдается уменьшение содержания никеля, хрома и кремния в покрытии, хотя следовало бы ожидать уменьшения степени переплава основы и выноса указанных элементов из покрытия. Наиболее вероятно, определяющую роль в этом случае играет эффект экранирования покрытия испарениями, возникающими при расплавлении частиц порошка в зоне воздействия лазерного излучения [9]. При малой скорости сканирования испарение более интенсивное, экранирование достаточно сильное, никель, хром и кремний меньше переходят в основу. При большой скорости сканирования испарение сильно уменьшается, экранирование незначительное, указанные элементы интенсивно переходят в основу.

В процессе наплавки имеет место ожелезнение материала получаемого покрытия. При этом содержание железа в покрытии (рисунок 5) для всех зон валиков минимально при дистанции $L = 14$ мм (расфокусированный луч, фокус над поверхностью основы), что хорошо согласуется с наименьшим переплавом основы в этом случае. Наибольшее же содержание железа в покрытии наблюдается при дистанции $L = 12$ мм (фокус на поверхности основы), т. е. когда происходит наибольший переплав основы и взаимное перемешивание покрытия с основой. С увеличением скорости наплавки содержание

железа в покрытии увеличивается во всех случаях, хотя из-за уменьшения вводимой энергии можно было бы ожидать обратного. Здесь опять же сказывается эффект экранирования излучения аэрозолями материала покрытия, когда при малой скорости наплавки аэрозоли больше экранируют излучение и железо меньше переходит в покрытие. При большой скорости наплавки аэрозолей выделяется меньше, экранирование слабое, железо больше переходит в покрытие.

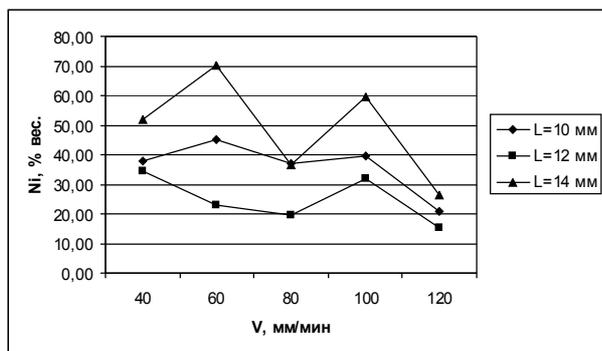


Рисунок 2 – Содержание никеля, % вес. в зоне 1 (покрытие) при различных скоростях V и дистанциях L наплавки

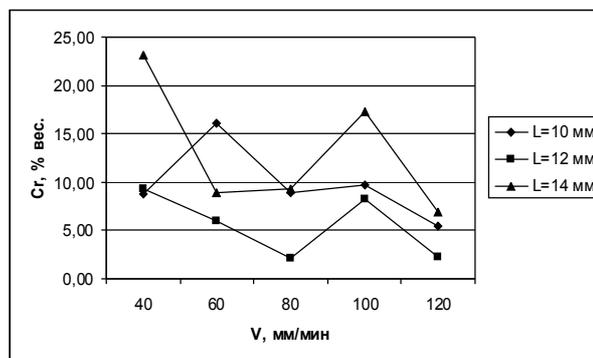


Рисунок 3 – Содержание хрома, % вес. в зоне 1 (покрытие) при различных скоростях V и дистанциях L наплавки

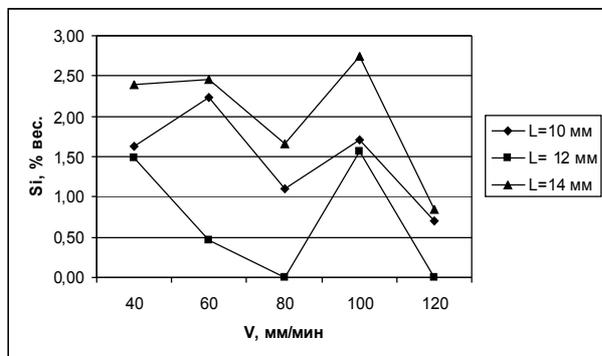


Рисунок 4 – Содержание кремния, % вес. в зоне 1 (покрытие) при различных скоростях V и дистанциях L наплавки

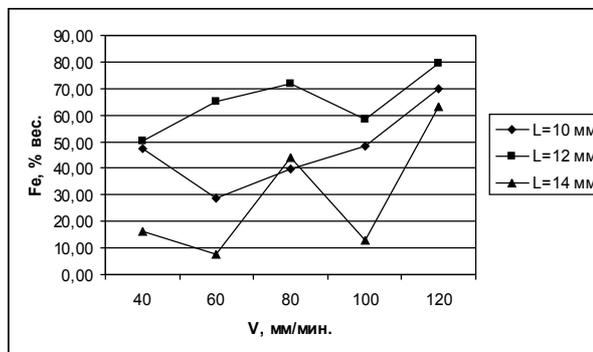


Рисунок 5 – Содержание железа, % вес. в зоне 1 (покрытие) при различных скоростях V и дистанциях L наплавки

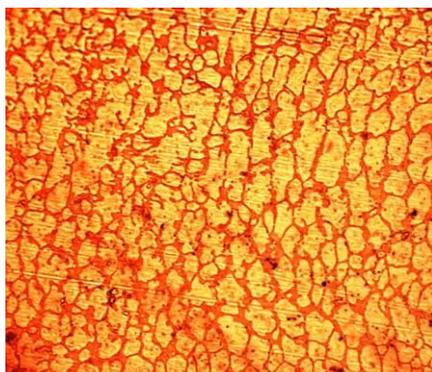


Рисунок 6 – Микроструктура сплава ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки при $V = 100$ мм/мин и $L = 10$ мм в зоне 1, х 980

Сравнивая зависимости содержания элементов в покрытии от технологических режимов лазерной наплавки в различных зонах валиков можно отметить, что какие-либо существенные отличия между ними отсутствуют. Из этого факта можно заключить, что скорее всего температура в валике из-за его сопоставимости по размеру с диаметром лазерного пятна распределяется достаточно равномерно по его объему и эффект перемешивания протекает в разных зонах идентично. Этот факт также подтверждается тем, что микроструктуры покрытия во всех зонах практически не отличаются и имеют вид показанный на рисунке 6.

Таким образом, полученные результаты показывают следующее:

– В валиках полученных методом лазерной наплавки самофлюсующегося сплава на основе никеля – ПГ-10Н-01 морфология структуры во всех исследованных зонах имеет сходный характер, что подтверждает наличие сильного перемешивания жидкой ванны расплава;

– Наблюдается четкая зависимость распределения элементов в покрытии от режимов лазерной наплавки;

– С увеличением скорости наплавки содержание никеля, хрома и кремния в покрытии уменьшается, а содержание железа увеличивается. При этом обнаруживается сильное влияние эффекта экранирования покрытия испарениями, возникающими при расплавлении частиц порошка в зоне воздействия лазерного излучения. Это приводит к тому, что при малой скорости наплавки, когда испарение более интенсивное, никель, хром и кремний меньше переходят в основу, а железо меньше проникает в покрытие. При большой скорости наплавки, когда испарение значительно уменьшается, наблюдается противоположный эффект;

– Наибольший перенос элементов из основы в покрытие и наоборот, из покрытия в основу, наблюдается при дистанции наплавки 12 мм,

когда фокус лазерного луча находится на поверхности основы, а наименьший – при дистанции наплавки 14 мм, когда фокус находится над поверхностью основы;

– Все установленные закономерности одинаково действуют во всех исследованных зонах валиков, что свидетельствует о равномерном распределении температуры по сечению валика полученного лазерной наплавкой и одинаковых процессах перемешивания, протекающих во всех зонах валиков.

Литература

1. Mazumder, J. Designed materials: what and how, Proceedings of the SPIE / J. Mazumder, D. Dutta, A. Ghosh, N. Kikuchi D. Dutta, A. Ghosh, N. Kikuchi. – 2003. – Vol. 4831. – P. 505–516.

2. Wohlers, T. Wohlers Report – Rapid Prototyping, Tooling & Manufacturing State of the Industry, Wohlers Associates Inc., Colorado. – 2003.

3. Koch, J / J. Koch, J. Mazumder // Rapid prototyping by laser cladding. In: Denney P, Miyamoto I, Mordike BL, editors. Proceedings of ICALEO' 93. – 1993. – Vol. 77. – P. 56–65.

4. Mazumder, J. / J. Mazumder, A. Schifferer, J. Choi // Direct materials deposition: designed macro and microstructure, Mater Res Innovat. – 1999. – Vol. 3. – P. 18–31.

5. Keicher, D.M. The laser forming of metallic components using particulate materials / D.M. Keicher, J.E. Smugersky // J. Metals. – 1997. – Vol. 49. – № 5. – P. 1–4.

6. Milewski, J.O. Directed light fabrication a solid metal hemisphere using 5-axis powder deposition / J.O. Milewski, G.K. Lewis, D.J. Thoma [et al.] // J. Mater Process Tech. – 1998. – Vol. 75 (1–3). – P. 65–72.

7. Toyserkani, E. / E. Toyserkani, A. Khajepour, S. Corbin A. Khajepour, S. Corbin // Laser Cladding, CRS Press, Boca Raton. – Florida. – 2005.

8. Hosson, J. Th. M. De. Functionally graded materials produced with high power lasers, Proceeding of ASTRA – 2003 / J. Th. M. De Hosson, V. Ocelic // Hyderabad, India. – 2003. – P. 368–376.

9. Liu, C.Y. Thermal processes of a powder particle in coaxial laser cladding / C.Y. Liu, J. Lin // Opt. Laser Technol. – 2003. – Vol. 35. – № 2. – P. 81–86.

А.П. Достанко, С.М. Завадский, Д.А. Голосов, М.В. Евстафьева

**СВОЙСТВА СЛОЕВ ОКСИДА ЦИНКА, НАНЕСЕННЫХ
МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО И РЕАКТИВНОГО
ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ**

Пленки оксида цинка ZnO, обладающие уникальной комбинацией оптических и электрофизических свойств, находят все более широкое применение в устройствах отображения информации, солнечных батареях, устройствах на поверхностных акустических волнах [1]. Широкое промышленное применение устройств на основе слоев ZnO, сдерживается сложностью получения пленок оксида цинка с заданными функциональными характеристиками. Наиболее широко используемым методом формирования тонкопленочных слоев ZnO являются методы магнетронного распыления. В то же время, недостаточное внимание уделяется использованию метода ионно-лучевого распыления, который вследствие универсальности является перспективным для формирования создания слоев ZnO с требуемыми характеристиками.

Целью работы было сравнение оптических характеристик пленок оксида цинка, нанесенных методами реактивного ионно-лучевого распыления Zn металлической мишени и ионно-лучевого распыления оксидной ZnO мишени, определение преимуществ и недостатков каждого из методов и выбор метода нанесения пленок оксида цинка с точки зрения промышленного применения.

Схема экспериментальной установки для нанесения пленок оксида цинка методами ионно-лучевого распыления представлена на рисунке 1. Установка выполнена на базе вакуумного поста ВУ-2. Камера установки была оборудована двухлучевым ионным источником, который использовался для предварительной ионной очистки поверхности подложек и распыления материала мишени.

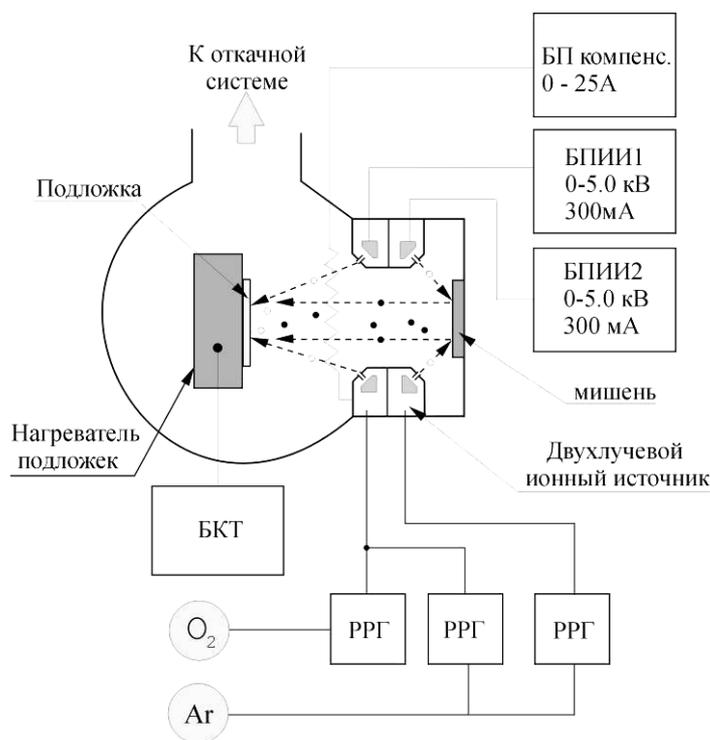


Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки для нанесения слоев оксида цинка методами ионно-лучевого распыления:

БП компенс. – блок питания накального компенсатора;

БПИИ – блок питания ионного источника;

БКТ – блок контроля температуры;

РРГ – автоматический регулятор расхода газа

В качестве подложек использовались монокристаллические кремниевые пластины Si(100) и оптическое стекло ВК7 толщиной 2 мм. Перед нанесением слоев камера вакуумной установки откачивалась до остаточного давления 2×10^{-3} Па. После этого в течении 10 мин проводилась ионная очистка подложек при помощи ионного источника. После очистки наносился слой оксида цинка. Для всех образцов режимы распыления поддерживались постоянными и напряжение разряда $U_p = 4,5$ кВ, ток разряда $I_p = 120 - 150$ мА; ток соленоида $I_c = 8,0$ А; расстояние мишень – подложка 27 см, время нанесения слоев из металлической мишени 20 мин, из оксидной мишени – 30 мин. В процессе нанесения, от образца к образцу изменялось процентное содержание кислорода в Ar/O₂ смеси газов. Шаг изменения содержания составлял 2 мл/мин, при общем расходе газов 20 мл/мин.

Показатель преломления n определялся методом эллисометрии на эллисометре ЛЭФ-3М, состав полученных покрытий определялся на энергодисперсионном спектрометре типа AVALON 8000 фирмы

Princeton Gamma-Tech.

Получены зависимости скорости нанесения от содержания кислорода в Ar/O₂ смеси газов при реактивном распылении оксидной (рисунок 2,а) и металлической (рисунок 2,б) мишени. Скорость формирования пленок оксида цинка из оксидной мишени монотонно уменьшалась при увеличении содержания кислорода. При распылении металлической мишени скорость нанесения увеличивалась при увеличении содержания кислорода и достигала максимума при содержании кислорода в Ar/O₂ смеси газов порядка 30 %. Далее также монотонно уменьшалась. Следует отметить, что при распылении оксидной мишени скорость нанесения примерно в 1,3 раза превышала скорость нанесения при реактивном распылении металлической мишени. С целью определения режимов формирования стехиометрических пленок оксида цинка с показателем преломления близким к объемному материалу установлены зависимости коэффициента преломления и атомного отношения элементов в нанесенных пленках от содержания кислорода в Ar/O₂ смеси газов.

На рисунке 3 представлена зависимость отношения концентрации атомов Zn/O в слоях оксида цинка, полученных методами реактивного ионно-лучевого распыления металлической мишени (а) ионно-лучевого распыления оксидной (ZnO) мишени (б), от содержания кислорода в смеси Ar/O₂ рабочих газов.

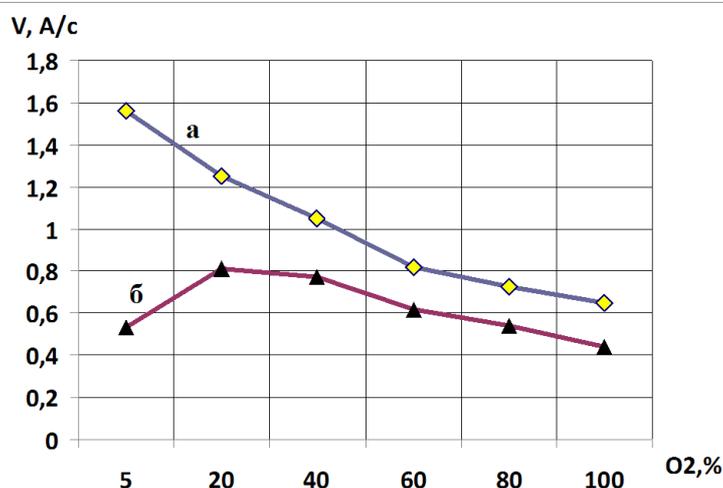


Рисунок 2 – Зависимость скорости нанесения от содержания кислорода в Ar/O₂ смеси газов при реактивном ионно-лучевом распылении оксидной (а) и ионно-лучевом распылении металлической (б) мишеней

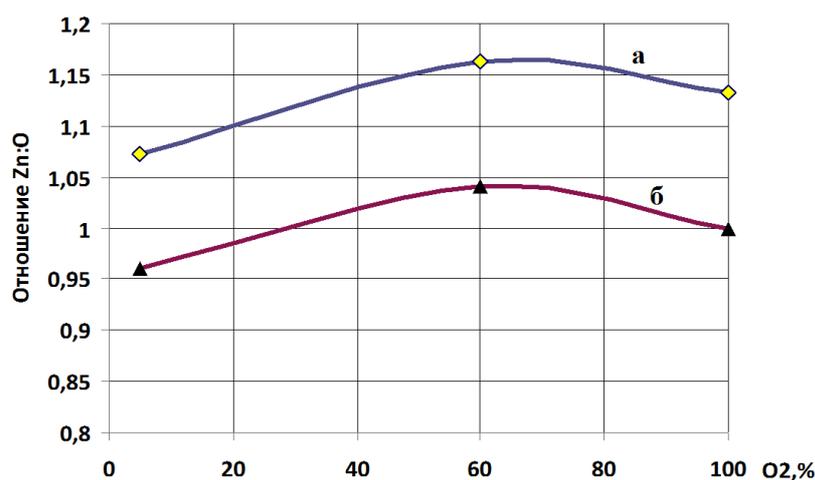


Рисунок 3 – Зависимость отношения концентрации атомов Zn/O в слоях оксида цинка, полученных методами реактивного ионно-лучевого распыления металлической мишени (а) ионно-лучевого распыления оксидной мишени (б), от содержания кислорода в смеси Ar/O₂ рабочих газов

Установлено, что при распылении оксидной мишени получены пленки оксида цинка ZnO_x с стехиометрическим индексом близким к единице. При реактивном распылении металлической мишени даже при распылении в атмосфере чистого кислорода стехиометрический индекс не превышал 0,9. Анализ зависимостей показателя преломления n от содержания кислорода в Ar/O₂ смеси газов (рисунок 4) показывает, что для пленок полученных при распылении мишеней ZnO n практически не меняется при изменении процентного содержания кислорода в смеси рабочих газов и колеблется около значения 1,95–2,0. Коэффициент преломления пленок, полученных при реактивном распылении металлической мишени, не превышал значения $n = 1,87$. Следует отметить, что показатель преломления объемного оксида цинка составляет $n = 2,1$ [2]. Таким образом, ни методом ионно-лучевого распыления, ни реактивного распыления не получены пленки с показателем преломления объемного материала. Даже пленки, имеющие стехиометрический состав, имели более низкий показатель преломления. Также следует отметить, что при распылении оксидной мишени даже при небольшом кислороде в смеси рабочих газов формировались пленки с составом к стехиометрическому.

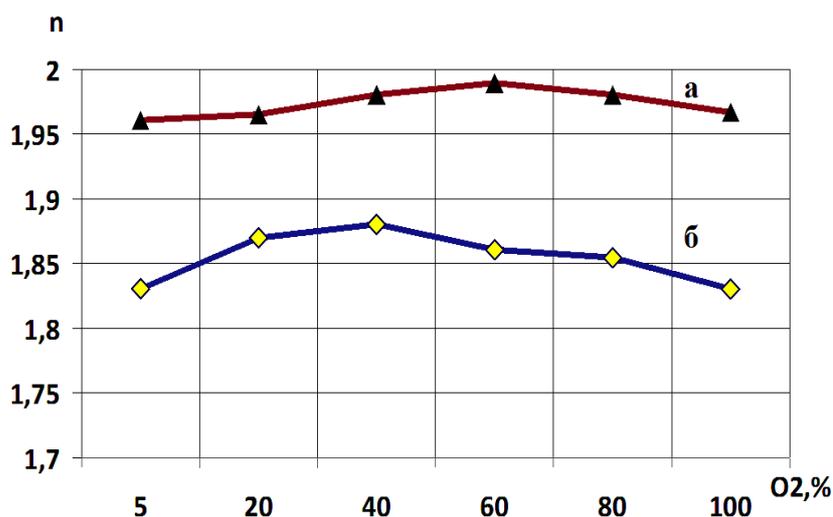


Рисунок 4 – Зависимость показателя преломления пленок оксида цинка, полученных методами реактивного ионно-лучевого распыления оксидной (ZnO) мишени (а) и ионно-лучевого распыления металлической мишени (б), от содержания кислорода в Ar/O₂ смеси газов

Литература

1. Семикина, Т.В. Оксидная электроника как одно из направлений прозрачной электроники / Т.В. Семикина, В.Н. Комащенко, Л.Н. Шмырева // Электроника и связь. Тематический выпуск «Электроника и нанотехнологии». – 2010. – № 3. – С. 20–28.
2. Справочник химика [Электронный ресурс]. – Электронные данные. – Режим доступа: <http://chem100.ru/>.

С.К. Дик, А.С. Терех, А.В. Смирнов, А.В. Корделюк

УО «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», Минск, Беларусь

РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ ВИДЕОРЕГИСТРАЦИИ ТРЕМОРА КОНЕЧНОСТЕЙ ЧЕЛОВЕКА

Введение

Тремор (дрожание) – непроизвольные ритмичные колебательные движения всего тела или его частей в результате повторяющихся сокращений и расслаблений мышц. Патологический тремор является одним из самых распространенных симптомов таких заболеваний, как болезнь Паркинсона, эссенциальный тремор, рассеянный склероз, алкоголизм, неврозы и подразделяется на тремор покоя и тремор действия (постуральный и кинетический). Сложности диагностики и дифференциальной диагностики различных видов тремора обусловлены относительной однотипностью его визуальных проявлений при различных уровнях и патогенетических механизмах повреждения нервной системы [1]. Диагностика тремора в клинической практике наряду с установлением нозологического диагноза, требует проведения регистрации параметров тремора с целью количественной оценки выраженности гиперкинеза, что позволяет осуществлять мониторинг течения заболевания и контролировать эффективность лечения.

Основная часть

Современные, наиболее простые и надежные методы регистрации и анализа тремора, основаны на преобразовании смещения объекта различного рода датчиками в выходной электрический сигнал [3, 4]. Последующая обработка и математический анализ позволяют получать частотно-амплитудные характеристики дрожательного гиперкинеза.

С целью устранения недостатков существующих устройств предназначенных для регистрации тремора конечностей человека в БГУИРе был разработан программно-аппаратный комплекс для регистрации тремора конечностей человека – видеотрemorограф.

Структурная схема устройства представлена на рисунке 1 и включает в себя маркер, видеокамеру и ПЭВМ.



Рисунок 1 – Структурная схема системы видеорегистрации тремора

Маркер представляет собой квадрат со сторонами 10x10 мм, изготавливаемый из самоклеящейся бумаги черного цвета. Предпочтение было отдано квадратной форме перед круглой, из-за специфики определения центра маркера. Размеры маркера подбирались таким образом, чтобы обеспечить удобство закрепления маркера на конечности и сделать его размеры достаточно большими для достоверного распознавания программным обеспечением. Маркер обладает незначительной массой и возможностью крепления на любом участке тела человека. Цвет имеет хороший контраст с цветом кожи, что повышает качество распознавания.

В программно-аппаратном комплексе используется цветная USB камера с разрешением не менее 640x480, и скоростью съёмки не менее 60 кадров в секунду.

Маркер закрепляется на конечность человека, в определенном месте, затем с помощью видеокамеры производится запись файлов. Полученные видеофайлы обрабатываются с помощью программного обеспечения, в функции которого входит поиск маркера в кадре, вычисление координат центра маркера и его смещения.

После запуска программы пользователю необходимо либо запустить новое измерение, либо загрузить заранее сохраненный файл. Затем на первом кадре с помощью мыши необходимо указать любую точку, принадлежащую области маркера. Поскольку не всегда возможно закрепить маркер параллельно плоскости съёмки видеокамеры, то в некоторых случаях проекция квадратного маркера будет представлять собой параллелограмм или прямоугольник.

Последующая обработка первого кадра заключается в поиске всех точек, у которых зелёная составляющая отличающихся от указанной пользователем не более чем на 15 %. Затем программное обеспечение осуществляет поиск центра маркера, который будет в точке пересечения диагоналей получившегося четырехугольника.

Следующим шагом программы является автоматический поиск маркера и координат его центра на следующем кадре. На заключительной стадии программное обеспечение производит построение амплитудно-частотных характеристик.

Достоинством разработанной системы является: прежде всего возможность проведения исследований тремора покоя, постурального и кинетического, а так же интенционного тремора, что не позволяют сделать приборы на основе датчиков акселерометрического типа. Кроме того применения маркера дает возможность исключить использование дополнительного крепежа.

Проведено исследование параметров тремора у двух групп

пациентов. Тремометрия проводилась следующим способом. На тыльной поверхности проксимальной фаланги 3-го пальца кисти фиксировался самоклеющийся маркер, имеющий определенный цвет и размеры (черный квадрат со стороной 1 см). Изображение положения маркера регистрировалось видеокамерой, сигнал с выхода которой специальным программным обеспечением.

Спектральный анализ тремора при БП выявлял наличие доминирующего пика в диапазоне 3–6 Гц. В 16 случаях (53,3 %) было обнаружено присутствие нескольких пиков в спектре тремора покоя. Дополнительные пики отмечались в диапазоне 8–11 Гц, и 13–15 Гц. Спектральный анализ эссенциального тремора Минора в большинстве случаев выявлял наличие единичного доминирующего пика в диапазоне 6–8 Гц.

Заключение

Была создана система и методика видеорегистрации тремора, которая позволяет проводить качественный анализ колебаний конечностей человека. Система на основе маркера, видеокамеры и ПЭВМ, обладает высокой гибкостью и широким потенциалом использования в учреждениях здравоохранения. Был проведен ряд исследований показывающих, что разработанная система видеорегистрации тремора позволила достаточно успешно производить диагностику различных типов тремора и осуществлять контроль эффективности медикаментозного лечения.

Литература

1. Голубев, В.Л. Спектральный анализ variability частотно-амплитудных характеристик дрожания при эссенциальном треморе и дрожательной форме болезни Паркинсона / В.Л. Голубев, Р.К. Магомедова // Журн. неврология и психиатрия. – 2006. – № 1. – С. 16.
2. Тремометр : пат. 2102922 РФ, А61В5/11 Ю.Б. Власов, П.Б. Дергачев, И.В. Попова, В.С. Лабунец, О.А. Балунов, К.В. Черенков; заявитель П.Б. Дергачев – № 95122711/14; заявл. 05.12.1995 ; опубл. 27.01.1998 // Офиц. бюллетень / Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. – 1998. – № 3. – С. 100.

Ф.А. Ермалицкий, К.Ф. Ермалицкая

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

**ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ЛАЗЕРНЫЕ ИСТОЧНИКИ ВОЗБУЖДЕНИЯ
СПЕКТРОВ ДЛЯ ПРЯМОГО МАЛОДЕСТРУКТИВНОГО
АНАЛИЗА ОБЪЕКТОВ ИСКУССТВА ИЗ
МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ**

При количественном анализе предметов искусства к источнику испарения вещества и возбуждения спектров предъявляется целый ряд требований. Во-первых, деструкция образца должна быть минимальной, во-вторых, используемый метод должен позволять одновременно определять концентрацию всех компонентов с чувствительностью до сотых долей процента; в-третьих, из анализа следует исключить предварительную химическую и механическую подготовку поверхности.

Целью работы было сравнение возможностей электрической дуги, высоковольтной конденсированной искры, одиночных и сдвоенных лазерных импульсов для малодеструктивного анализа предметов искусства. При сравнении различных источников возбуждения спектров для прямого количественного анализа многокомпонентных образцов использовались стандартные генераторы искры и дуги, параметры которых соответствуют наиболее распространенным атомно-эмиссионным спектрометрам. Так, ток дуги в экспериментах варьировался от 4 до 10 А, напряжение пробоя искры $10\text{--}12 \cdot 10^3$ В, частота искрового разряда составляла 10, 100, 200, 300 и 400 Гц, длительность в обоих случаях составляла $50 \cdot 10^{-3}$ с.

Исследование лазерного испарения вещества и возбуждения спектров атомов проводилось на двухимпульсном лазерном атомно-эмиссионном спектрометре LSS-1, производства совместного белорусско-японского предприятия LOTIS ТП (г. Минск, Беларусь). В качестве источника использовалось излучение двухимпульсного Nd:YAG-лазера с активной модуляцией добротности. Основные параметры лазерного излучения: длина волны – 1064 нм, частота следования импульсов – 10 Гц, длительность на полувысоте – 15 нс, энергия $E_{имп}$ – $10\div 100$ мДж, временной интервал между сдвоенными Δt – $0\div 100$ мкс (шаг – 1 мкс). При фиксированных значениях энергии накачки и Δt энергия обоих импульсов одинакова. Нулевой межимпульсный интервал соответствует одновременному воздействию на поверхность двух лазерных импульсов, что можно рассматривать как

одионочный импульс, мощность которого равна суммарной мощности сдвоенных [1]. Все эксперименты проводились в воздухе при нормальном атмосферном давлении; в процессе лазерного воздействия образец оставался неподвижен. Для контроля деструкции поверхности образцов использовался микроинтерферометр Линника МИИ-4.

Фотографии образца, диаметром 3 см, а также снимки его поверхности после воздействия электрической искры, дуги и лазерных импульсов с увеличением в 300 раз, полученные с помощью микроинтерферометра Линника, приведены на рисунке 1. Как видно, максимальное повреждение поверхности наблюдается при воздействии электрической дуги, минимальное – при высоковольтной конденсированной искре.



Рисунок 1 – Фотографии образца, диаметром 3 см, а также снимки его поверхности после воздействия электрической искры, дуги и лазерных импульсов с увеличением в 300 раз, полученные с помощью микроинтерферометра Линника

Проведенные спектральные измерения показали, что при возбуждении спектров искровым разрядом интенсивность линий легирующих компонентов сплавов, содержание которых не превышает десятые-сотые доли процента, находится на уровне фона. Таким образом, искра не может применяться для количественного анализа объектов из многокомпонентных сплавов. Два других рассмотренных источника возбуждения спектра обеспечивают высокий уровень аналитического сигнала для всех исследуемых элементов, однако деструкция поверхности лазерными импульсами существенно ниже, чем при использовании электрической дуги. Так, измерения с помощью

микроинтерферометра показали, что глубина кратера после воздействия лазерного излучения составляет 50–100 мкм, глубина – 3–5 мкм, в зависимости от параметров импульсов и теплофизических свойств образца. Повреждения же поверхности дугой достигают нескольких мм, кроме того, при использовании электрических разрядов невозможно точно зафиксировать место воздействия.

Переход от одноимпульсного к двухимпульсному лазерному возбуждению при постоянной суммарной мощности излучения приводит к увеличению глубины кратера на поверхности в 1,5–2 раза, его диаметр при этом остается неизменным и определяется лишь энергией излучения [2]. Таким образом, одиночные лазерные импульсы обеспечивают меньшую деструкцию образца при анализе, однако использование сдвоенных лазерных импульсов приводит к существенному (от 2 до 10 раз) росту интенсивности спектральных линий всех компонентов. Это в свою очередь означает увеличение чувствительности метода и снижение погрешности определения концентрации элементов.

Объектами исследования являлись объекты искусства из сплавов цветных металлов: кувшин золотистого цвета и фигура петуха серо-серебристого цвета. На первом этапе был проведен полуколичественный анализ данных объектов, который показал, что кувшин изготовлен из латуни с добавлением свинца, алюминия и никеля; петух из мельхиора (сплав меди, никеля и марганца). При создании методик количественного анализа было обнаружено, что из-за эффекта самопоглощения в эрозионной плазме, градуировочные графики для меди, построенные в стандартных координатах зависимости интенсивности спектральной линии от концентрации этого элемента в сплаве, нелинейны. Таким образом, для определения содержания Cu необходимо использовать относительные координаты [1]:

$$\frac{I_{Cu}}{I_{Zn(Ni)}} = k_1 + \frac{C_{Cu}}{C_{Zn(Ni)}} + k_2,$$

где I_{Cu} , $I_{Zn(Ni)}$ – интенсивности аналитических спектральных линий меди, цинка (никеля), C_{Cu} и $C_{Zn(Ni)}$ – концентрации данных элементов в латуни (мельхиоре). При проведении количественного анализа было определено содержание элементов в латунном кувшине ($C_{Cu} = 59,13 \%$, $C_{Zn} = 36,27 \%$, $C_{Pb} = 3,45 \%$, $C_{Al} = 0,78 \%$, $C_{Ni} = 0,37 \%$) и мельхиоровой фигурке петуха ($C_{Cu} = 71,04 \%$, $C_{Ni} = 28,13 \%$, $C_{Mn} = 0,83 \%$).

Измерение деструкции поверхности металлов и многокомпонентных сплавов с помощью микроинтерферометра Линника МИИ-4, показало, что диаметр кратера одинаков для одно- и двухимпульсного

воздействия и зависит только от суммарной энергии излучения [2]. Минимальный размер эрозионного пятна составляет 50 мкм. Толщину слоя испаряемого одной парой сдвоенных импульсов можно изменять от 2 до 6 мкм, варьируя энергию импульсов. Однако для послойного анализа микронных покрытий, а также для исследования монет из драгоценных металлов необходимо еще больше минимизировать деструкцию поверхности образцов. С этой целью был разработан метод управления плотностью потока излучения лазерных импульсов путем расфокусировки лазерного луча относительно поверхности. Используя метод расфокусировки лазерного луча можно снизить толщину испаряемого слоя до 0,1 мкм, при этом интенсивность спектральных линий металлов, входящих в состав сплавов, будет в несколько раз превышать уровень фона. Примером использования двухимпульсной лазерной атомно-эмиссионной спектроскопии для анализа служит метод определения толщины медного покрытия стальной монеты 2 евроцента по динамике интенсивности спектральных линий меди $\text{Cu } \lambda = 324 \text{ нм}$ и железа $\text{Fe } \lambda = 375 \text{ нм}$ – рисунок 2.

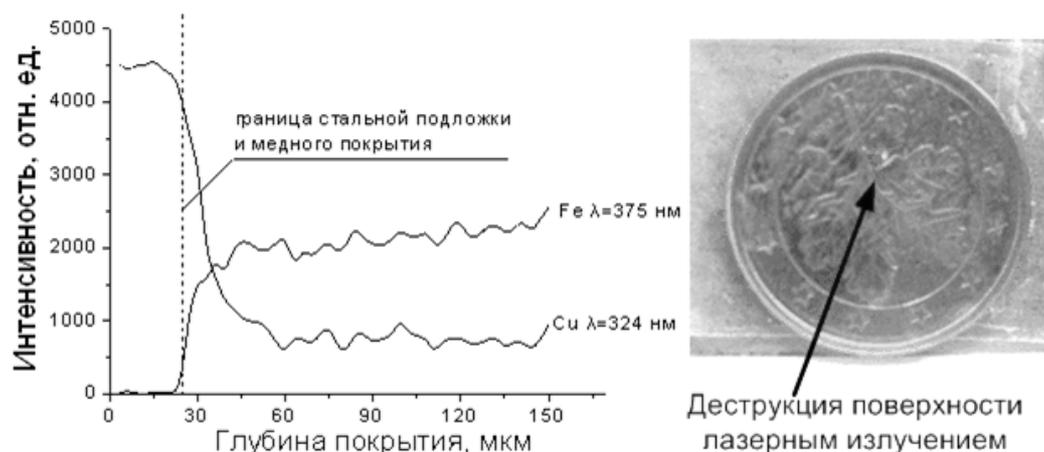


Рисунок 2 – Динамика интенсивности спектральных линий меди $\text{Cu } \lambda = 324 \text{ нм}$ и железа $\text{Fe } \lambda = 375 \text{ нм}$ при двухимпульсном лазерном анализе стальной монеты с медным покрытием и фотография поверхности монеты после лазерного воздействия

Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектроскопия является преимущественным методом прямого количественного анализа объектов искусства из многокомпонентных сплавов, поскольку обеспечивает минимальную деструкцию поверхности при анализе по сравнению со стандартными методами и позволяет определять одновременно концентрацию всех компонентов.

Литература

1. Ермалицкая, К.Ф. Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная

спектрометрия бронзовых сплавов и покрытий / К.Ф. Ермалицкая, Е.С. Воропай, А.П. Зажогин // ЖПС. – 2010. – Т. 77. – № 2. – С. 165–172.

2. Ермалицкая, К.Ф. Лазерное сверление микроотверстий с помощью сдвоенных импульсов / К.Ф. Ермалицкая // VI Всеросс. межвуз. конф. молод. учен.: труды конф., Санкт-Петербург, 14–17 апреля 2009 г. / СПбГУ ИТМО; редкол.: А.В. Елиссев [и др.]. – Санкт-Петербург, 2009. – С. 114–119.

Г.Д. Ивлев, Е.И. Гацкевич

**ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

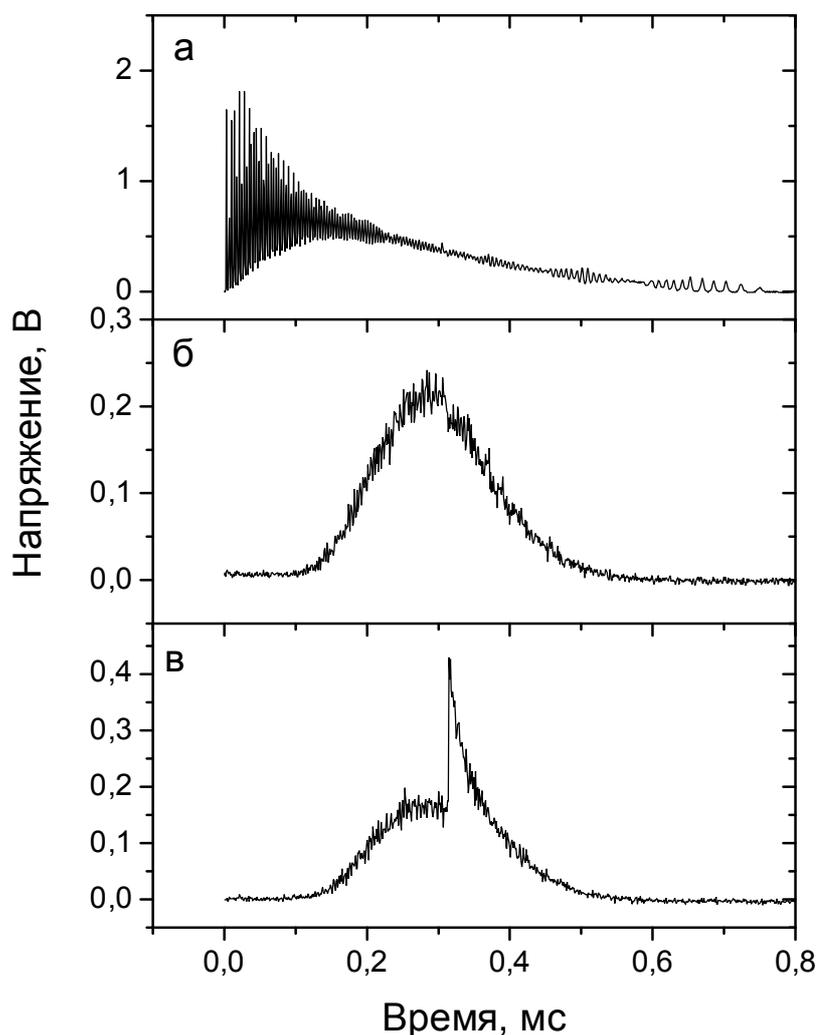
КОМБИНИРОВАННЫЙ МИЛЛИ- И НАНОСЕКУНДНЫЙ НАГРЕВ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

В настоящей работе изучены эффекты комбинированного воздействия импульсов излучения рубиновых лазеров милли- и наносекундного длительности на монокристаллические пластины кремния КДБ-10 (100). В экспериментах использовались импульсы излучения рубинового лазера, работающего в миллисекундном режиме упорядоченной свободной генерации (СГ) длительностью 0,7 мс по основанию импульса с достаточно высокой однородностью распределения энергии излучения по сечению пучка и моноимпульсное излучение (МИ) рубинового лазера с пассивной модуляцией добротности резонатора (длительность импульса 80 нс по уровню 0,5). Реализована необходимая синхронизация одиночных вспышек обоих лазеров с регулируемой задержкой генерации МИ относительно начала СГ в комбинированном воздействии сведённых лазерных пучков на исследуемые объекты при диаметре облучаемой зоны до 4 мм и высокой воспроизводимости задаваемых энергетических параметров облучения.

В экспериментах на эффективной длине волны 0,53 мкм проводились пирометрические измерения температуры поверхности образцов в условиях воздействия одного (СГ) или двух (СГ и МИ) лазерных пучков. Кроме контроля временных и энергетических параметров воздействующих импульсов, детектирования теплового излучения (ТИ) образцов в спектральной области 0,48–0,55 мкм, детектировалось также отражённое от зоны импульсного нагрева излучение СГ, что позволяло контролировать образование расплава Si и

длительность фазовых превращений.

На рисунке 1 представлены осциллограммы импульса излучения СГ (а), и сигналов пирометрического датчика, детектировавшего ТИ зоны воздействия импульса СГ на кремний при плотности энергии $W_{ms} = 40 \text{ Дж/см}^2$ в двух вариантах: «б» – действие только СГ и «в» – комбинированное облучение с плотностью энергии в моноимпульсе $W_{ns} = 3 \text{ Дж/см}^2$. Импульс второго лазера испускался через 0,3 мс от начала СГ, когда достигается максимальная температура поверхности образца (около 1550 К) вследствие его нагрева этим излучением. При комбинированном воздействии чётко наблюдается всплеск ТИ, связанный с



дополнительным, моноимпульсным, нагревом облучаемой поверхности Si.

Рисунок 1 – Осциллограммы лазерного импульса (а), воздействующего на образец кремния, и тепловое излучение Si:
«б» – без дополнительного воздействия МИ,
«в» – с дополнительным воздействием МИ

В результате исследования тепловых эффектов комбинированного воздействия лазерных импульсов с указанной временной синхронизацией с варьируемыми значениями W_{ms} и W_{ns} выяснено влияние величины W_{ms} как параметра на пиковую температуру T_p поверхности образцов и время существования расплава Si в зависимости от плотности энергии моноимпульсного облучения и установлены зависимости порога W_m лазерно-индуцированного воздействием МИ плавления приповерхностного слоя исследуемых кристаллов. Из сравнения зависимостей $T_p(W_{ns})$, полученных без дополнительного нагрева кремния излучением СГ и при действии такового ($W_{ms} = 40 \text{ Дж/см}^2$), следует (рисунок 2,а), что разница в достигаемых температурах возрастает до 230 К с повышением W_{ns} до 3 Дж/см^2 . Величина W_m уменьшается практически линейно (рисунок 2,б) с повышением плотности энергии излучения СГ.

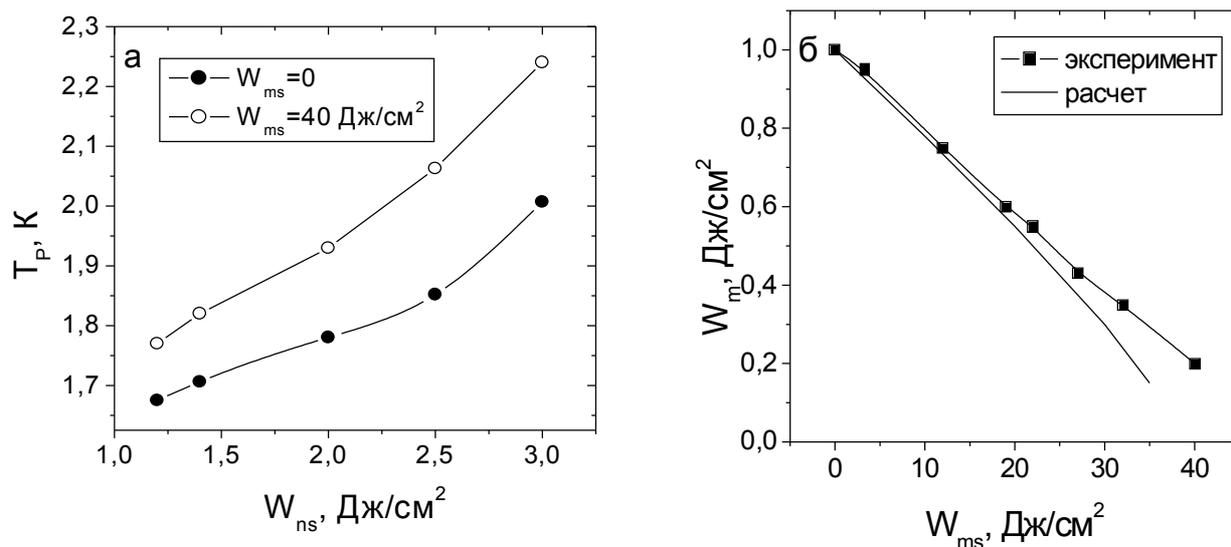


Рисунок 2 – Зависимости пиковой температуры поверхности Si от W_{ns} (а) и порога плавления W_m поверхности образцов от величины W_{ms} (б)

В экспериментах установлена особенность динамики изменения ТИ образцов во время действия МИ в условиях комбинированного лазерного нагрева. Она проявляется (рисунок 3) в наличии двух максимумов интенсивности детектируемого излучения, разделённых во времени моментом достижения пиковой мощности МИ. Пока неясно, чем обусловлена такая временная структура импульса ТИ, требующая специального рассмотрения.

Проведено моделирование эффектов комбинированного нано- и миллисекундного облучения пластин кремния пучками рубинового лазера в указанных экспериментальных условиях. При моделировании ограничились одномерным приближением, учитывая равномерность распределения плотности энергии по зоне облучения и малую глубину тепловой диффузии за время импульса по сравнению с размерами области нагрева. Миллисекундный импульс аппроксимировался импульсом прямоугольной формы длительностью 300 мкс. Воздействие импульса СГ до начала облучения МИ описывалось на основе численного решения одномерного уравнения теплопроводности с учетом температурных зависимостей теплофизических и оптических параметров. При формулировании граничных условий учитывалось, что теплообменом с окружающей средой можно пренебречь на обеих поверхностях пластины. Начальная температура задавалась 300 К.

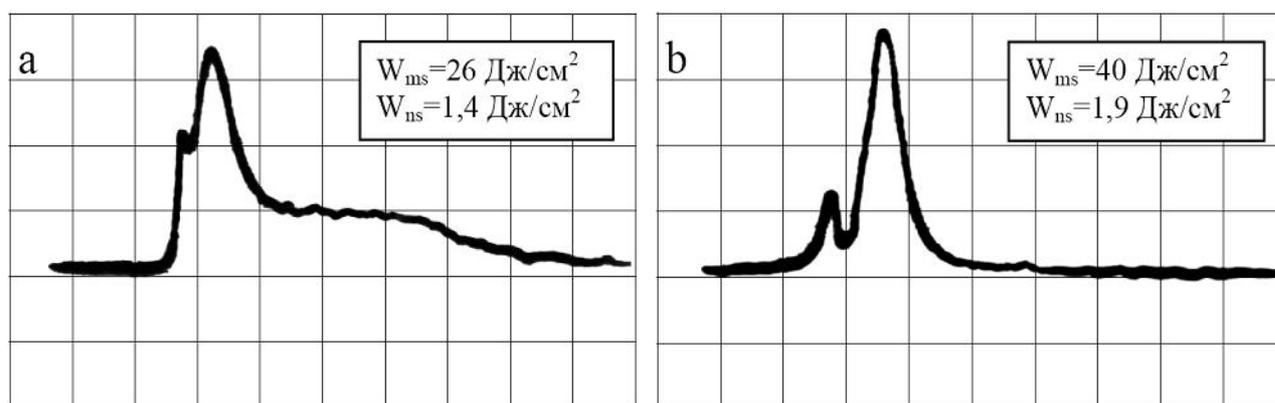


Рисунок 3 – Осциллограммы (100 нс/дел) детектируемого теплового излучения при комбинированном воздействии с различным плотностями энергии облучения

Поскольку при воздействии МИ температура мало изменяется в результате облучения импульсом СГ, и температура в области поглощения излучения наносекундного импульса распределена почти равномерно, воздействие импульса СГ учитывалось введением начальной температуры, зависящей от W_{ms} . Фазовые превращения в указанных условиях изучались на основе численного решения задачи Стефана. При W_{ms} до 30 Дж/см^2 расчетные и экспериментальные значения порогов плавления W_m практически совпадают (рисунок 2,б). При больших значениях W_{ms} плавление начинается при больших значениях W , чем дают расчетные данные. Указанное различие может быть обусловлено тем, что при увеличении плотности энергии импульса СГ моделирование с отдельным решением тепловых задач для импульсов СГ и МИ приводит к заметной погрешности.

Таким образом, методами оптико-пирометрической диагностики лазерно-индуцированных процессов установлены корреляционные зависимости, характеризующие взаимосвязи энергетических и теплофизических параметров комбинированного воздействия лазерных импульсов на исследуемые объекты. Установлено достаточно хорошее соответствие расчётной и экспериментальных зависимостей порогов плавления, инициируемого наноимпульсным нагревом облучаемой поверхности, от плотности энергии в импульсе СГ.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ по проекту Ф09СО-015.

О.С. Кобяков¹, Н.В. Спиридонов², Л.И. Пилецкая², С.Ф. Кукин²

**¹УО «Белорусский национальный технический университет»,
Минск, Беларусь**

ЛАЗЕРНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Лазерная обработка поверхности металлов относится к локальным методам термической обработки. Высокая плотность мощности лазерного излучения (до 10^4 – 10^8 °C/с) при ограниченном времени воздействия на обрабатываемую поверхность, а также минимальное тепловое воздействие на деталь исключают возникновение деформации и коробления детали, характерных для традиционных методов термоупрочнения, включая объемный нагрев и ТВЧ [1]. Современные методы транспортировки лазерного излучения по оптоволоконным кабелям, а также использование волоконных лазерных систем при транспортировке лазерного излучения в труднодоступные, внутренние поверхности деталей существенно расширяет технологические возможности термической обработки деталей машин и механизмов [2].

Производственное объединение «Минский тракторный завод» (ПО «МТЗ»), за более чем полувековую историю с момента его организации, на сегодняшний день является одним из крупнейших производителей сельскохозяйственной техники. На предприятии освоено производство 62 моделей тракторов для эксплуатации в различных климатических условиях и климатических зонах [3].

Как показывает анализ современного состояния и перспектив развития упрочняющих технологий, технический прогресс в этой области не возможен без использования современных инновационных технологий и аппаратуры.

С этой целью на РУП «МТЗ» намечена организация производственного участка лазерного термоупрочнения деталей, подверженных повышенному изнашиванию в процессе эксплуатации.

К таким деталям в частности, относятся детали разработанной новой конструкции узлов сцепления фрикционных механизмов – (деталь – «барабан» - 2822 - 1701070 и 2822 – 170-13-72) трактора, в которых повышенному изнашиванию подвержены торцовые поверхности барабана, а также корпусные детали новой конструкции многодисковой тормозной системы модели 1221-М, работающей в смазочной среде.

В корпусных деталях тормозной системы интенсивному изнашиванию подвержены внутренние поверхности корпуса при взаимодействии с промежуточными дисками тормозов, изготовленных из закаленной стали 65-Г.

Исследования процессов лазерного термоупрочнения на образцах и деталях осуществлялись с использованием лазерной СО₂ установки

непрерывного излучения «Комета-2» мощностью 1,5 кВт с длиной волны излучения 10,2 мкм. Перемещение образцов и деталей в процессе закалки проводилось на установке с ЧПУ марки РУХ-4. Мощность излучения в процессе экспериментов составляла от 1,1 до 2,2 кВт, а пятно нагрева 2,5–3,0 мм.

Часть образцов получена лазерным термоупрочнением с использованием новейших волоконных диодных лазеров ВЛ-2000 и ВЛ-3000 с длиной волны излучения 1,07 мкм и мощностью 2 и 3 кВт, соответственно.

Микроструктура зон лазерного термоупрочнения анализировалась оптической микроскопией с помощью микроскопов «Neofot», «Эпигност», «MICRO-200» при увеличении от 150 до 1000 раз и оптических микроскопов «Mef-3» фирмы «Reichert» (Австрия) и «Neofot-21» (Германия). Микротвердость зон упрочнения измерялась на микротвердомерах ПМТ-3 и «Micromet-II» при нагрузке 100 и 200г при времени экспозиции 10 с, по ГОСТ 9450-76. Изменения линейных размеров контролировались измерительным инструментом с ценой деления 0,01 мм. Шероховатость поверхности определялись профилографом-профилометром модели 252-Н завода «Калибр». Испытания на износостойкость осуществлялись на машине трения СМТ-3 по схеме «диск – колодка» при нагрузке от 8,0 до 10,0 кгс при линейной скорости скольжения 0,6 м/с и количество циклов испытаний до $5 \cdot 10^7$. Испытания проводились в масле индустриальном 20. Контртелом служили образцы из стали 65-Г твердостью 56–58 НRC. Использование данного металла обусловлено условиями взаимодействия пар трения в узлах сцепления и корпусных деталях, близких к реальным.

В процессе упрочняющей термообработки деталей барабанных механизмов узлов сцепления основными технологическими требованиями являются: сохранение линейных размеров и формы деталей в пределах поля допусков, не превышающих величину от 0,01 до 0,07 мм и обеспечение минимальной твердости упрочняемых поверхностей трения не менее 47 единиц НRC.

Спаренный (двойной) барабан (2228-1701070) имеет 8 пазов, между которыми фиксированное расстояние составляет $25^{+0,2}$ мм. Жесткие требования к изменению линейных размеров обусловлены конструктивными особенностями барабанных механизмов, внутри которых размещены ведущие, и ведомые диски из закаленной стали 65Г. Общее количество дисков достигает 14 штук с одной стороны барабана и 14 дисков с другой стороны.

Нами были проведены исследования по замене энергоемкого, малоэффективного процесса закалки ТВЧ на использование локального

высококонтрастного лазерного источника нагрева.

Измерения показали, что до процесса термоупрочнения и после лазерной обработки линейные размеры деталей находятся в поле допусков и соответствуют требованиям размеров по чертежу.

Сложность наблюдаемых процессов лазерного термоупрочнения, их количественная оценка определяется, прежде всего, теплофизическими свойствами металла, его фазовыми и структурными характеристиками, энергетическими параметрами лазерного излучения, а также технологическими факторами термообработки [4]. Например, влияние такого параметра, как скорость движения лазерного пятна нагрева при постоянных значениях мощности или плотности мощности лазерного луча, является одним из наиболее существенных факторов, влияющих на последующее формирование микроструктуры и прочностные (микротвёрдость) характеристики упрочнённого металла.

При закалке стали 45 из твердой фазы поверхность деталей определяется предшествующей механической обработкой и после лазерной закалки не изменяется.

Исследования влияния глубины упрочнённого слоя (h) в зависимости от скорости (v) перемещения зоны нагрева, показывало, что уменьшение скорости перемещения зоны приводит к увеличению глубины (h) закалённого слоя. Однако, микротвёрдость металла при этом уменьшается. Например, при скорости $v > 0,7$ м/мин микротвёрдость стали 45 на 1500–2000 МПа превышает микротвёрдость, полученную традиционными методами закалки с объёмным нагревом металла.

При скорости $v < 0,7$ м/мин наблюдается значительное уменьшение микротвёрдости. По-видимому, это связано с тем, что при определённых скоростях нагрева, $v > 10^4$ С/с, начинает преобладать бездиффузионный механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращений с последующей рекристаллизацией γ -фазы. При этом скорость зарождения аустенита становится соизмеримой и даже превосходит скорость роста его зёрен [5, 6], в результате чего формируется структура мелкоиглочатого мартенсита.

Превращение «перлит – аустенит» происходит при этом, преимущественно в рамках перлитных колоний, благодаря чему, имеет место неравномерное распределение углерода, что характерно для сверхскоростных методов нагрева и прежде всего, лазерного [7]. Эти особенности обуславливают высокую твёрдость мартенсита.

В случае использования лазерного излучения, поверхностный нагрев осуществляется за время порядка 10^{-3} с. Распределение теплоты происходит за счёт теплопроводности в глубь детали. Например, при закалке углеродистых сталей 35, 40, 45, 40ХН и ряда других

формируется зона, состоящая из дисперсного мартенсита твёрдостью $H_{100} - 10000-12000$ МПа. Непосредственно под верхним слоем располагается слой крупноогольчатого мартенсита, средняя твёрдость которого достигает $H_{100} - 10000$ МПа, а далее расположена переходная зона, состоящая из мартенсита и феррита твёрдостью до $H_{100} - 8000$ МПа. Такая слоистая структура закаленного металла способствует тому, что возникающие при закалке напряжения компенсируются многослойной структурой металла, что не приводит к короблению и изменению линейных размеров и формы деталей. При закалке из твёрдой фазы без подплавления поверхности, возрастает предел выносливости металла на изгиб до 70–80 % и контактной выносливости на 60–70 %, в связи с формированием мартенситной структуры с высокой степенью дисперсности [5].

С уменьшением скорости перемещения пятна нагрева мгновенные значения температуры на поверхности возрастают и по расчётным и экспериментальным данным [9] температура на поверхности может достичь 1300–1400 С. Одновременно возрастает и длительность выдержки металла при высокой температуре, а скорость охлаждения уменьшается, что в конечном итоге способствует значительному снижению микротвёрдости упрочнённого слоя [8].

Как показали экспериментальные исследования и анализ формирования зон лазерного термоупрочнения глубина зон термоупрочнения и микротвёрдость металла, прежде всего, определяются скоростью движения зоны нагрева [9].

Наиболее оптимальной скоростью перемещения пятна нагрева будет диапазон скоростей в пределах 1100–1200 мм/мин. При этом глубина закалки составляет 1,1–1,5 мм с максимальной твёрдостью до 9000 МПа.

Закалка корпусных деталей тормозной системы осуществлялась с проплавлением поверхности упоров, расположенных внутри корпуса. По этой причине была использована длиннофокусная линза ($f - 300$ мм), что позволило транспортировать лазерное излучение внутрь корпуса под углом $\approx 35^\circ$, что предохраняло оптическую систему от продуктов испарения и микрочастиц металла из зоны расплава.

Было установлено, что применительно к чугунам с шаровидными включениями графита (чугун ВЧ-50) основными структурными составляющими являются мартенсит и аустенит. Присутствие аустенитной фазы обеспечивает высокую твердость (до 62–65 HRC) и эксплуатационную стойкость термоупрочненного металла вследствие превращения метастабильного аустенита в мартенсит.

На основании полученных данных определены зависимости средних значений микротвердости чугуна ВЧ-50 от скорости движения зоны

нагрева и изменения значений микротвердости ($H_{\mu 100}$) в диапазоне скоростей зоны нагрева от 200 мм/мин до 1400 мм/мин, а также глубины зоны термоупрочнения (h , мм).

В процессе закалки с оплавлением формируются две зоны. Одна из зон, полученная из расплава, при кристаллизации металла состоит из мелких дендритов аустенита. Междендритное пространство заполнено мелкодисперсной ледебуритной составляющей, обладающей, как и мартенсит, повышенной твердостью и износостойкостью. Второй слой лазерного термоупрочнения имеет микроструктуру, состоящую из мелкоигольчатого мартенсита, остаточного аустенита и графита. Граница раздела между зоной полного проплавления и второй зоной, сформировавшейся из твердой фазы, достаточно неровная, не имеющая четких границ.

При более детальном анализе верхней упрочненной зоны с использованием методов оптической микроскопии при увеличении до 1000 раз нами было установлено, что микроструктура металла формируется из очень мелких (порядка нескольких мкм) дендритов или ячеек аустенита с включениями игольчатого мартенсита. В междендритных промежутках располагается двухфазная составляющая, состоящая из ледебуритно-цементитной фазы. Наличие этой фазы и мартенситной структуры обеспечивает высокую твердость (до H_{100} 9500–10000 МПа) и износостойкость металла.

Таким образом, в результате исследований разработаны технологии лазерного термоупрочнения деталей узлов сцепления и корпусных деталей тормозной системы трактора «Беларус».

В настоящее время на РУП «МТЗ» создается производственный участок для освоения и внедрения лазерных технологий, разработанных в Научно-исследовательской и инновационной лаборатории плазменных и лазерных технологий (НИИЛ ПиЛТ БНТУ НИЧ).

Производственные испытания упрочнённых деталей в испытательном цехе РУП «МТЗ» (с. Обчак) показали хорошие результаты. Стендовые испытания упрочнённых лазером деталей (при общем количестве циклов до 2000) показали полное отсутствие следов износа поверхностей трения деталей узлов сцепления и корпусных деталей тормоза при сохранении линейных размеров и формы детали в пределах существующих допусков.

Выводы

1. Установлено преобладающее влияние скорости зоны нагрева на глубину закалённого слоя в диапазоне скоростей 1100–1200 мм/мин. Микротвёрдость закалённого слоя при этом достигает значений 9000 МПа, при толщине закалённого слоя 1,1–1,5 мм.

2. В случае лазерного упрочнения корпусных деталей твердость

металла составляет 9000–9500 МПа при средней глубине зоны упрочнения до 1,2–1,5 мм, а средняя стойкость к изнашиванию увеличивается в 3 раза.

3. Установлено, что жесткие требования, предъявляемые к изменению линейных размеров и формы деталей, могут быть обеспечены в случае использования технологии лазерного упрочнения.

Литература

1. Козлов, Г.И. Образование сверхтвердых структур и фазовые превращения углерода, происходящие в приповерхностном слое чугуна при лазерном воздействии / Г.И. Козлов // Журнал технической физики. – М.: Наука, 2002. – Т. 72. – Вып. 4. – С. 81–87.

2. Минаев, В.П. Фирма и ее лидер. Часть 2. / В.П. Минаев // М.: Лазеринформ, 2006. – № 8 (335). – С. 1–14.

3. Ильющенко, А.Ф. Сотрудничество НАН Беларуси и ПО «МТЗ». Разработка и внедрение новых материалов и технологий. В сб. научных докладов «Порошковая металлургия в автотракторном машиностроении» / А.Ф. Ильющенко, Л.Н. Крупец, П.Н. Киреев // ГНУ ИПМ, Минск. – 2007. – С. 30–33.

4. Архипов, В.Е. Лазерная обработка ферритного чугуна / В.Е. Архипов, А.Я. Гречин, М.Л. Хива // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1980. – № 4. – С. 16.

5. Кидин, И.Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали / И.Н. Кидин. – М.: Металлургиздат, 1957. – 45 с.

6. Хрущев, М.М. Закономерности абразивного изнашивания / М.М. Хрущев // Износостойкость. – М.: Наука, 1957. – Вып. 3. – С. 5–28.

7. Спиридонов, Н.В. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин / Н.В. Спиридонов, О.С. Кобяков, И.Л. Куприянов. – Мн.: Вышэйшая школа, 1988. – 155 с.

8. Блантер, М.А. Термическое упрочнение низкоуглеродистой нелегированной стали / М.А. Блантер, А.А. Гольденберг. – М.: Машиностроение, 1967. – 40 с.

9. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Л. Мешков, С.Л. Ошкадеров, В.Л. Трефилов. – Киев: Наук. Думка, 1973. – 335 с.

М.П. Купреев, Е.Н. Леонович

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

ШЛИФОВАЛЬНЫЙ ИНСТРУМЕНТ ПОВЫШЕННОЙ СТОЙКОСТИ НА ЛЕГКОПЛАВКОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ СВЯЗКЕ

Введение

Режущие свойства абразивного инструмента во многом зависят от связки, применяемой для закрепления зерен в рабочем слое. Наиболее распространенной является керамическая связка. Значительно уменьшить затраты абразивного производства позволяет использование керамических связок с более низкими температурами огнеупорности. Анализ литературных источников показывает [1], что так называемые «легкоплавкие связки», температура плавления которых находится в пределах от 700 °С до 800 °С, относятся к разновидностям плавящихся связок. Они содержат в своем составе низкоплавкие стеклообразующие оксиды натрия, калия, лития, свинца, бора, а также соединения фтора. Составы связок различны и определяются видом абразивного зерна.

Для инструмента из кубического нитрида бора в качестве керамической связки предлагается использовать либо литий бор силикатную фритту, либо смесь фритты и огнеупорной глины [2]. В состав фритты вводится содержащий литий концентрат сподумена, а также борное стекло. Обжиг инструмента производится при температуре 950–1000 °С.

Для абразивного инструмента из циркониевого электрокорунда разработана связка [3], содержащая: литий бор силикатную фритту, глину огнеупорную, криолит, тетраборат натрия. Предлагаемая связка позволяет получать инструмент высокой механической прочности при температуре обжига от 850 °С до 1050 °С.

В промышленности для изготовления инструмента из кубического нитрида бора используются связки марок С 10 и К27 [4]. Связка С10 включает оксиды кремния, алюминия, бора, лития, натрия, калия, магния, кальция, а также соединения фтора. К ее недостатку относят невысокое взаимодействие с эльбором. Связка К27 включает оксид свинца, а инструмент на ее основе имеет недостаточную прочность при глубинном шлифовании [4]. Это устраняется при введении в стекло связку оксидов бария и стронция [4].

Анализ составов известных легкоплавких керамических связок показывает, что содержание оксидов бора, натрия, калия, лития, кремния, алюминия в них различно. В связи с этим изучение влияния на физико-механические свойства керамической связки перечисленных выше компонентов и на основе этого определение оптимального химического состава легкоплавкой керамической связки для абразивного инструмента из электрокорунда представляет актуальную

задачу и является целью исследований.

1. Методика экспериментальных исследований

Были подобраны и рассчитаны опытные составы низкотемпературной керамической связки, в качестве основных компонентами которых использовались мелкодисперсные порошки оксида кремния (60–70 % по массе), оксида алюминия (20–30 % по массе), борная кислота (15–20 % по массе), соли натрия, калия, лития (в количестве 3–8 %) по массе каждой. Для достижения высокой степени керамической связки исходные компоненты вначале тщательно перемешивались, а затем из смеси прессовались брикеты диаметром 60 мм и высотой 50–60 мм, которые обжигались при температуре 800–900 °С до получения оплавленной массы. Оплавленная масса дробилась, размалывалась в шаровой мельнице и просеивалась через сито с ячейкой 40 мкм.

В процессе исследований изучались плавкость и вязкость связки, а также твердость и прочность изготовленной с ее использованием абразивной композиции.

Вязкость связок определялась методом растекания расплава по горизонтальной плоскости, разработанным Л.Ф. Рентелем [1]. Для этого из полученного микропорошка фриттованной связки прессовались цилиндрические образцы (рисунок 1) диаметром 16 мм одинаковой массы (по 5 г).

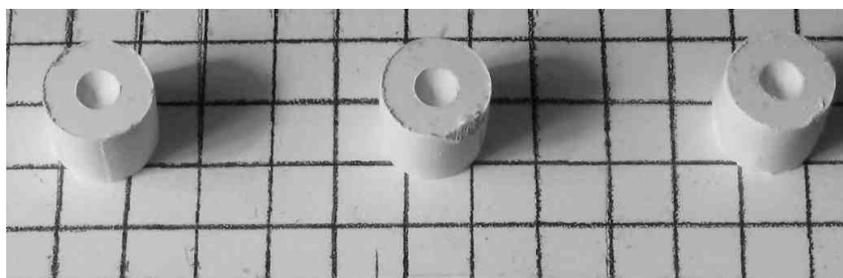


Рисунок 1 – Спрессованные образцы керамической связки на огнеупорной плитке

Далее отформованные цилиндрики устанавливались на плитку из огнеупорного материала с предварительно нанесенной на ее поверхности равномерной прямоугольной координатной сеткой, выполненной с шагом 10 мм. Состояние образцов при различных температурах фиксировалось с помощью фотосъемки, и по фотографиям определялся диаметр (D) основания цилиндрика при температурах фотосъемки. Повышение температуры в печи осуществлялось со скоростью 100 градусов/час.

Растекаемость связки $\frac{1}{\mu}$ (в процентах) определялась по формуле (1):

$$\frac{1}{\mu} = \left(\frac{D}{16} - 1 \right) \cdot 10 \% . \quad (1)$$

Определение прочности материала при изгибе осуществлялось путем разрушения образца абразивной композиции размером 5x5x35 мм, свободно лежащего на двух опорах, приложенной к нему посередине расстояния между опорами нагрузкой, на испытательной машине Р- ,5 (ГОСТ 18228-85).

Твердость абразивной композиции рассчитывалась исходя из диаметра лунки, образующейся на поверхности образца под действием вдавливаемого на твердомере стального шарика, по формуле 2. Образцы для испытаний изготавливались в виде цилиндров диаметром 20 мм и высотой 10 мм.

$$H = F/S = 2F/3,14D[D - (D^2 - d^2)^{1/2}], \quad (2)$$

где F – нагрузка, Н; D – диаметр шарика, мм; d – диаметр лунки, мм.

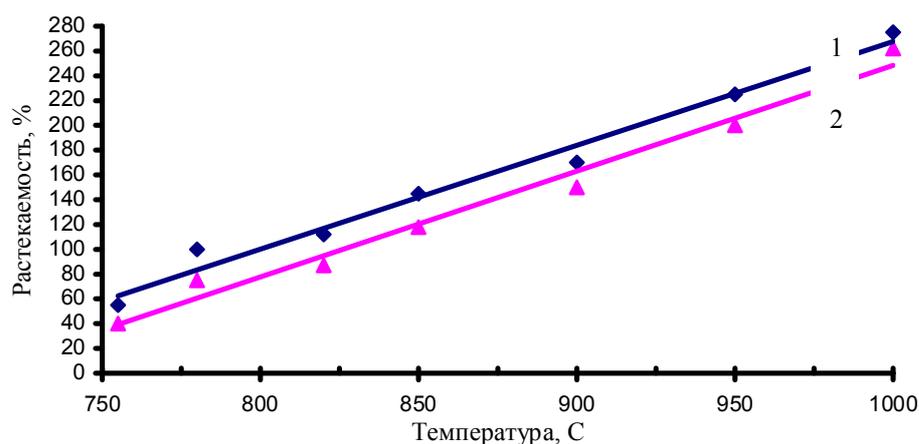
2. Влияния оксидов лития свинца и бария на растекаемость связки

Были изготовлены экспериментальные образцы связок, в которых варьировалось содержание оксидов лития, свинца и бария.

Установлено (рисунок 1), что в интервале температур 750–1000 °С линия, показывающие изменение растекаемости связки, содержащей 2,6 % ВаО и 10 % Li₂О расположена ниже линии, показывающей изменение растекаемости связки, содержащей РbО – 1,0 %, Li₂О – 7,5 %. При этом эти две линии проходят практически параллельно друг другу. Из этого следует, что оксид бария значительно меньше, чем оксид свинца влияет на растекаемость стекло связки.

3. Влияние фтора, оксидов лития, свинца, бария на прочностные свойства керамической связки

Изучены и сопоставлены прочностные свойства абразивных композиций, изготовленных с применением керамических связок трех групп. К первой группе относятся связки, содержащие в своем составе фтор и оксид лития, ко второй группе – связки, содержащие оксид свинца и оксид лития, к третьей группе – связки, содержащие оксид бария и оксид лития.



- 1 – связка содержит (масс. %): PbO – 1,0 %, Li₂O – 7,5 %;
 2 – связка содержит (масс. %): BaO – 2,6 %, Li₂O – 10 %

Рисунок 2 – Растекаемость керамических связок, содержащих в качестве модификаторов различные оксиды

В таблицах 1–2 представлены полученные экспериментальные данные по зависимости твердости (НВ) и прочности на изгиб ($\sigma_{и}$) абразивных композиций из шлифовального зерна М50, от состава керамических связок. Наибольшая прочность выявлена для абразивных композиций, изготовленных на связках, содержащих фтор и оксид лития (таблица 1). Большой твердостью и прочностью на изгиб обладают композиции, изготовленные на связке 2, содержащей в шихте (масс. %) F – 3,5 %, Li₂O – 3 %. Установлено, что при повышении температуры обжига от 900 до 1050 °С твердость и прочность на изгиб изготовленных на этих связках образцов увеличиваются наиболее интенсивно. Начиная с 1050 °С повышение температуры обжига незначительно сказывается на их прочностных свойствах. Связки второй и третьей групп (содержащие оксид свинца и оксид лития, оксид бария и оксид лития) характеризуются более низкой температурой размягчения, однако прочность изготовленных на этих связках и обожженных при температурах 800–870 °С абразивных композиций не высокая. При повышении температуры обжига до 1000 °С их прочность приближается к прочности композиций на связках первой группы ((содержащих фтор и оксид лития). Прочность образцов на связке, содержащей оксид бария, остается на 30 % ниже прочности образцов, изготовленных на связках 1 и 2-ой групп.

Таблица 1

Температура обжига, °С	Связка 1 содержит (масс. %): F – 2,0; Li ₂ O – 1,5			Связка 2 содержит (масс. %): F – 3,5; Li ₂ O – 3		
	σ _и , МПа	НВ, МПа	Степень твердости	σ _и , МПа	НВ, МПа	Степень твердости
900	14	152	М1	23,	181	М2
950	30	158	М1	33	212	М2
1000	34	195	М2	45	260	М3
1050	41	212	М2	54	281	М3
1100	43	231	М3	56	319	СМ1

Таблица 2

Температура обжига, °С	Связка 3 содержит (масс. %): PbO – 1,0; Li ₂ O – 7,5		Связка 4 содержит (масс. %): PbO – 3,0; Li ₂ O – 4,5		Связка 5 содержит (масс. %): BaO – 2,6; Li ₂ O – 10	
	σ _и , МПа	НВ, МПа	σ _и , МПа	НВ, МПа	σ _и , МПа	НВ, МПа
800	10	150	20	151	26	175
850	9	171	22	170	28	186
925	32	178	32	215	30	215
1000	42	192	42	215	36	223

Заключение

Установлено, что связка, содержащая (по массе) 6 % NaF и 3,11 % Li₂O, обеспечивает наибольшую прочность абразивной композиции при температуре ее обжига не ниже 1050 °С. Изготовленные на ней экспериментальные шлифовальные круги по стойкости и режущим свойствам в 2–3 раза превосходят аналогичный инструмент других производителей.

Прочность абразивных композиций на связке, содержащей оксид бария, на 30 % ниже прочности абразивных композиций, изготовленных на связках, содержащих фтор и оксид свинца или фтор и оксид лития.

Литература

1. Любомудров, В.Н. Абразивные инструменты и их изготовление / В.Н. Любомудров, Н.Н. Васильев, Б.Н. Фальковский. – М.: Машгиз, 1953. – 373с.
2. А.с. 218699 СССР, МКИ В24D. Способ изготовления абразивного инструмента / В.С. Павлов, В.С. Лысанов, М.Г. Эфрос и др. (СССР). – №1154805/25-8; заявлено 18.05.67; опубл. 17.05.68.
3. А.с. 878552 СССР, МКИ³ В24D. Керамическая связка для абразивного инструмента / Б.А. Брянцев, Е.К. Назимова, М.Г. Эфрос и

др. (СССР). – №12495961/25-8; заявлено 18.04.77; опубл. 07.11.81

4. Пат. 2082596 С1 РФ, МКИ В24D 3/14. Стекло связка для изготовления абразивного инструмента из кубического нитрида бора / Краснов А. Н. и др. – заявлено 01.22.1993; опубл. 06.27.

Е.Л. Тихова, В.И. Кондратенко, А.А. Кондратенко

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ВОЛНЫ В СЛОИСТО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ

В работе рассмотрено прохождение и отражение электромагнитной волны при наличии в волноводе слоисто-неоднородной структуры. Получены выражения для матрицы передачи структурного элемента, а также итерационные формулы, описывающие эффективные коэффициенты передачи и отражения при произвольном числе элементов.

Интенсивное развитие технологий, связанных с формированием тонкопленочных слоистых структур, в том числе – наноразмерных, ставит задачу определения их интегральных характеристик еще на стадии проектирования. При этом существенный интерес представляет задача определения параметров образующихся структур – диэлектрической проницаемости, проводимости и удельного ослабления. Конечность числа дискретных элементов структуры предполагает также определение ее интегрального пропускания и отражения. В СВЧ – диапазоне длин волн решение данных задач сводится к определению комплексного коэффициента отражения и комплексного коэффициента передачи четырехполюсника, который представляет собой тестируемый образец, помещенный в волновод измерительной системы. При большом затухании, что отвечает достаточно толстому образцу (модуль коэффициента передачи $\theta \sim 0,9 \div 0,95$), характер ослабления в целом соответствует закону Бугера, и процессами переотражений внутри образца можно пренебречь. При достаточно малом ослаблении в отдельном дискрете характер взаимодействия слоистой структуры с электромагнитной волной существенно зависит не только от суммарной толщины образца, но и от числа используемых элементов. Это не позволяет определить удельное поглощение материала путем линеаризации получаемой кривой в

логарифмическом масштабе. На рисунке 1 представлена экспериментально зарегистрированная зависимость затухания полистирола (образец в виде пластинки толщиной 0,7 мм) от количества пластинок на частотах 8000 МГц, 8800 МГц и 9500 МГц. Из графиков видно, что характер зависимости ослабления от суммарной толщины образца в логарифмическом масштабе имеет выраженный нелинейный характер, причем удельное ослабление тонкого образца существенно ниже, чем удельное ослабление толстого образца.

В оптическом диапазоне длин волн широкое распространение получили устройства, работа которых базируется на применении интерференционных явлений в тонкослойных структурах – так называемые полу- и четвертьволновые пластинки, просветляющие покрытия, толщина которых сопоставима с длиной волны света. Особенностью радиодиапазона является то обстоятельство, что в нем реализуется возможность создания элементов, толщина которых может быть значительно менее длины волны в волноводе. Обеспечение данного условия может быть обеспечено как выбором толщины элемента, исходя из частоты зондирующего излучения, так и выбором параметра сечения волновода близким к критическому.

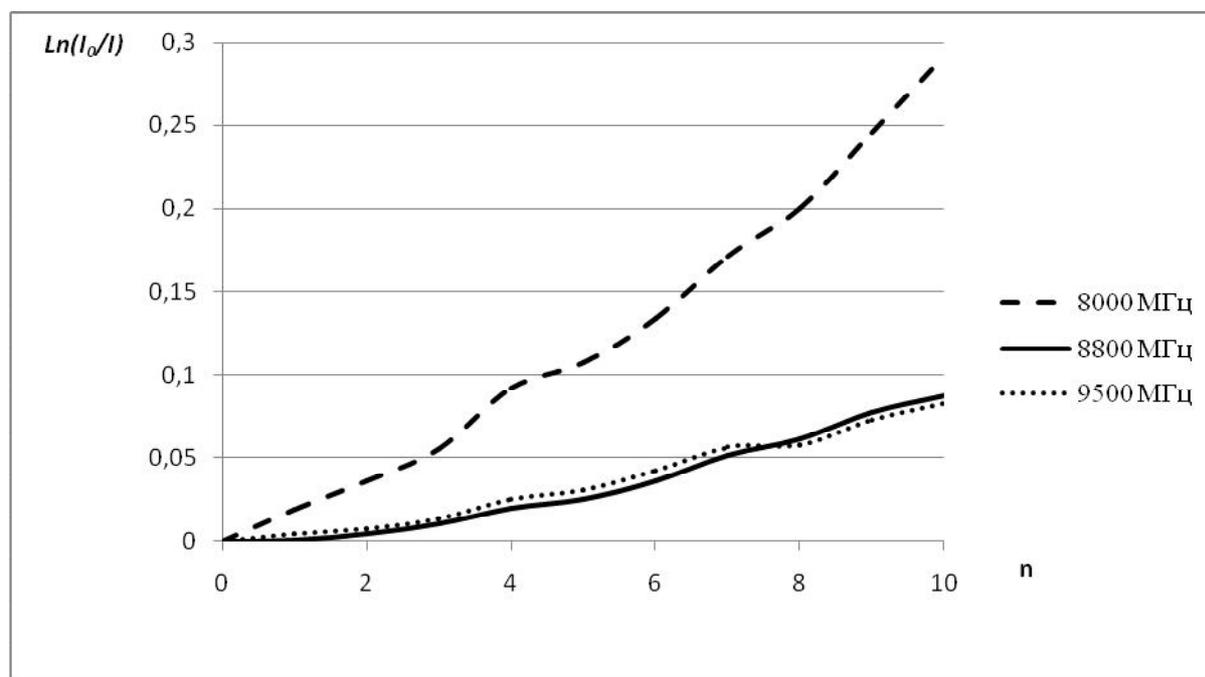


Рисунок 1 – Зависимость поглощения излучения от числа поглощающих элементов

При квазинормальном падении электромагнитной волны на границу раздела изотропных сред происходит сдвиг фазы отраженной от оптически более плотной среды волны (потеря полуволны). В этом случае волна, отраженная от внутренней границы плоского элемента

оказывается в целом в противофазе с волной, отраженной от внешней границы. Сдвиг фазы определяется соотношением между диэлектрической проницаемостью среды, длиной волны и толщиной образца. При малой толщине для отдельного элемента он практически несущественен, что приводит к заметному снижению эффективного коэффициента отражения и, как следствие, к увеличению коэффициента передачи. При увеличении числа слоев картина миграции энергии за счет множественных переотражений усложняется. Рассмотрим процесс миграции энергии в отдельном элементе с учетом отражения электромагнитной волны от границ раздела материал-воздух и воздух-материал. Обозначим коэффициент отражения от внешней границы Γ_1 , а коэффициент отражения от внутренней границы раздела Γ_2 . Поскольку элемент заведомо считается тонкопленочным, то фазовый набег при переотражении пренебрежимо мал, и коэффициент передачи можно считать действительным. На рисунке 2 представлена схема прохождения волны через плоско-параллельный элемент с учетом переотражения от обеих границ раздела.

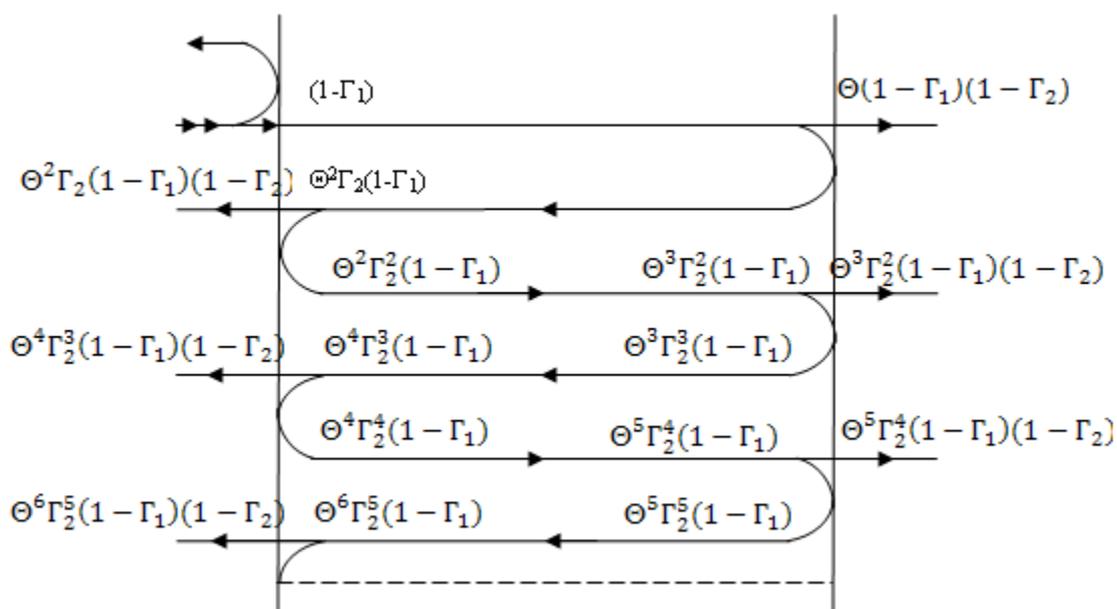


Рисунок 2 – Схема передачи электромагнитной волны через плоско-параллельную структуру

Для описания процесса прохождения волны через элемент в целом можно ввести понятия эффективного коэффициента передачи и эффективного коэффициента отражения, произведя суммирование всех волн, испытавших переотражения. Тогда для коэффициента отражения можно записать бесконечную сумму

$$\Gamma_{эф} = -\Gamma_1 + \Theta^2 \Gamma_2 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \Theta^4 \Gamma_2^3 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \Theta^6 \Gamma_2^5 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \dots$$

которая после элементарных преобразований представима в виде

$$\Gamma_{эф} = -\Gamma_1 + \frac{\Theta^2 \Gamma_2 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2)}{1 - (\Theta \Gamma_2)^2} \quad (1)$$

Аналогичным образом может быть представлен и эффективный коэффициент передачи:

$$\Theta_{эф} = \Theta(1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \Theta^3 \Gamma_2^2 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \Theta^5 \Gamma_2^4 (1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2) + \dots$$

или

$$\Theta_{эф} = \frac{\Theta(1 - \Gamma_1)(1 - \Gamma_2)}{1 - \Theta^2 \Gamma_2^2}$$

(2)

В технике СВЧ целесообразно любое устройство СВЧ представлять в виде многополюсника, каждый из входов которого представляет собой определённый тип волны, распространяющейся в линии передачи сигнала. Многополюсник описывается матрицей рассеяния, диагональные элементы которой являются комплексными коэффициентами отражения, а недиагональные – комплексными коэффициентами передачи. С учетом (1) и (2) матрица рассеяния рассматриваемого четырехполюсника принимает вид:

$$\tilde{S} = \begin{pmatrix} \Gamma_1 + \Gamma_2 \dot{Q} \dot{Q}_{эф} & \dot{Q}_{эф} \\ \dot{Q}_{эф} & -\Gamma_1 + \Gamma_2 \dot{Q} \dot{Q}_{эф} \end{pmatrix}, \quad (3)$$

где \dot{Q} – комплексный коэффициент передачи образца.

При наличии нескольких четырехполюсников в тракте удобно использовать матрицу передачи \tilde{T} , т. к. матрица передачи совокупности элементов может быть определена, как произведение соответствующих матриц передачи каждого элемента. Для слабопоглощающей среды матрица передачи представляется в виде:

$$\tilde{T} = \frac{1}{1 - \Gamma_1} \begin{pmatrix} 1 + \Gamma_2 & -(\Gamma_1 + \Gamma_2) \\ \Gamma_1 + \Gamma_2 & 2\Gamma_1 + \Gamma_2 + 1 \end{pmatrix}. \quad (4)$$

Рассмотрение прохождения электромагнитной волны через совокупность двух элементов можно провести совершенно аналогичным образом, заменяя коэффициенты отражения и передачи на их эффективные значения.

Вычисления, аналогичные проведенным выше, для системы из двух элементов дают следующие значения:

$$\Gamma_{эф(2)} = \Gamma_{эф} + \Gamma_{эф} \Theta_{эф}^2 + \Gamma_{эф}^3 \Theta_{эф}^2 + \Gamma_{эф}^5 \Theta_{эф}^2 = \Gamma_{эф} \left(1 + \frac{\Theta_{эф}^2}{1 - \Gamma_{эф}^2} \right) \quad (5)$$

и, соответственно

$$\Theta_{эф(2)} = \Theta_{эф}^2 (1 + \Gamma_{эф}^2 + \Gamma_{эф}^4 + \Gamma_{эф}^6) = \frac{\Theta_{эф}^2}{1 - \Gamma_{эф}^2} \quad (6)$$

Прохождение волны через три и более элементов можно рассмотреть аналогично проведенному выше для двух элементов, если для каждого последующего элемента использовать выражения для эффективных коэффициентов отражения и передачи предыдущей системы и добавлять к ней еще один элемент с соответствующими параметрами. Таким образом,

$$\Gamma_{эф(n)} = \Gamma_{эф(n-1)} + \frac{\Gamma_1 \Theta_{эф(n-1)}^2}{1 - \Gamma_1 \Gamma_{эф(n-1)}}, \quad (7)$$

$$\Theta_{эф(n)} = \frac{\Theta_{эф(n-1)} \Theta_1}{1 - \Gamma_1 \Gamma_{эф(n-1)}}. \quad (8)$$

Полученные выражения для эффективных коэффициентов отражения и передачи слоистой структуры конечного числа элементов позволяют получить численные значения параметров пропускания и ослабления дискретной структуры в волноводе, а также учесть переотражение сигнала в структуре при исследовании ее собственных параметров, в частности – при определении удельного затухания материала тонкопленочной структуры и ее диэлектрических параметров.

Л.И. Краморева, А.И. Савицкий, И.Л. Бабков

**УО «Гомельский государственный медицинский университет»,
Гомель, Беларусь**

ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКОЛЬЦЕВЫХ МОД

Для формирования многокольцевых мод бесселевого типа используют пассивные и активные оптические схемы. В первом случае для преобразования исходного пучка с гауссовым профилем интенсивности в многокольцевой пучок применяют разнообразные пространственные фильтры (кольцевую диафрагму, аксикон, голографические фильтры, пассивный резонатор Фабри-Перо, дифрактивные фазовые элементы [1, 2]). Во втором случае подобного рода пучки формируют с помощью модернизации активных лазерных резонаторов (например, с использованием зеркал с кольцевыми апертурами [3] или на основе аксиконной оптики [4–6, 7–10]). В обоих

случаях оптическая система для генерации многокольцевых мод (особенно на основе аксиконной оптики) требует точной юстировки оптических элементов, не позволяет формировать более одной многокольцевой моды на выходе системы и имеет ограниченные возможности управления пространственной структурой сформированного пучка.

Целью работы являлась разработка метода генерации многокольцевых пучков в схеме пассивного сферического резонатора Фабри-Перо с возможностью формирования более одного кольцевого пучка на выходе системы и управления его пространственной структурой в реальном времени.

Для формирования многокольцевых пучков использовался пассивный сферический резонатор Фабри-Перо, с заменой сферических зеркал на собирающие двояковыпуклые длиннофокусные линзы. Диаметр линз составлял 6 см, фокусное расстояние $f = 60$ см, показатель преломления $n = 1,5$, радиус кривизны поверхностей линз $R = 30$ см. Схема установки приведена на рисунке 1. Линейно поляризованный пучок 2 одномодового He-Ne лазера ЛГН-109 1 направлялся в резонатор, состоящий из двух идентичных двояковыпуклых собирающих линз 3 и 4 на расстоянии l друг от друга. В плоскости 5 регистрация проходящего поля осуществлялась CCD-камерой. Как частный случай, нами исследовано наклонное падение пучка на линзовый резонатор.

Наклонное падение лазерного излучения было реализовано поворотом линзы 3 в плоскости XOZ на угол $\alpha \approx 4^\circ$, при этом линза 4 также отклонялась в той же плоскости на угол $\alpha' \approx -2^\circ$ (на рисунке 2 представлена ориентация указанных линз относительно оптической оси и друг друга).

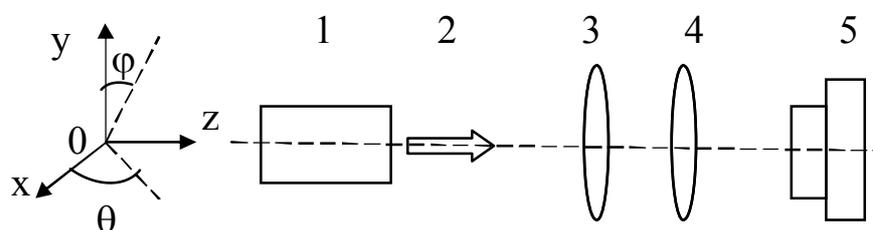


Рисунок 1 – Схема установки для формирования многокольцевых интерференционных полей: 1– лазер ЛГН-109, 2– исходный линейно-поляризованный пучок, 3 и 4 – линзы, 5 – CCD-камера

Расстояние между центрами линз $l = 20$ см. Метод, с помощью которого была реализована интерференция, заключался в разделении

падающей световой волны на два фронта при ее частичном отражении и преломлении на границе двух сред. Исходный пучок 2, попадая в линзовый резонатор, испытывал, в общем случае, преломление и многократные отражения от передней и задней сферических поверхностей каждой из линз. В отраженном (от линзы 3) и проходящем (после линзы 4) поле происходило формирование многокольцевых интерференционных полей (МИП).

В проходящем поле (после линзы 4) формировалось три пространственно разделенных пучка: высокоинтенсивный центральный пучок распространялся вдоль оптической оси системы. Два других интерференционных пучка имели одинаковую интенсивность, отличались от центрального пучка наличием системы колец с круглым максимумом в центре одного пучка и минимумом в центре другого (рисунок 3) и распространялись под разными углами к оптической оси ($\beta' \sim 3^\circ$, $\beta'' \sim 5^\circ$, рисунок 2). Интенсивность каждого интерференционного пучка в проходящем поле составляла около 15 % от интенсивности центрального проходящего пучка.

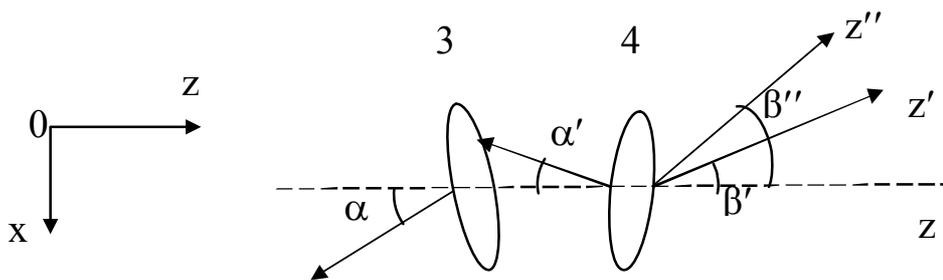


Рисунок 2 – Фрагмент рисунка 1 (вид сверху) с изображением ориентации линз 3 и 4 относительно оптической оси z схемы и друг друга (стрелками показано направление отраженного пучка от соответствующей линзы), z', z'' – направление распространения интерференционных многокольцевых пучков

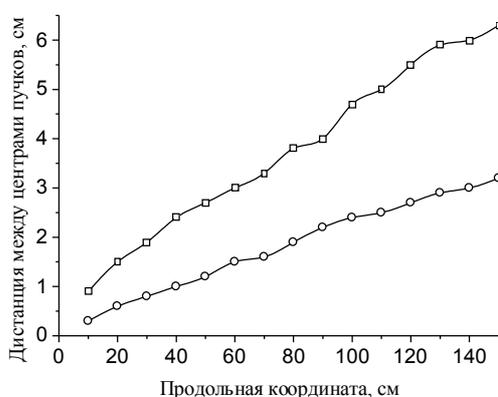


Рисунок 3 – Профиль интенсивностей интерференционных пучков в проходящем поле
Расстояние между центрами пучков линейно увеличивалось по мере

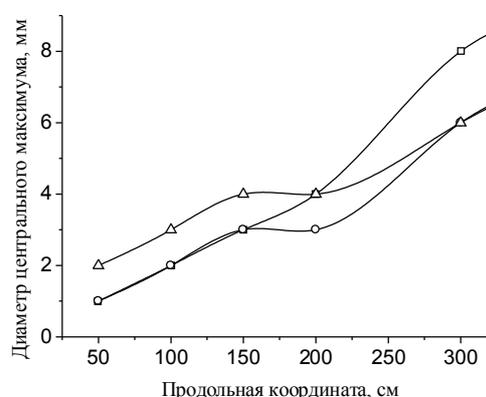
их распространения в пространстве (рисунок 4,а).

На рисунке 4,б представлена зависимость диаметра ядра всех трех пучков от продольной координаты в проходящем поле. Таким образом, на выходе оптической системы формировались z -зависимые моды Бесселя типа.

Необходимо отметить, что расстояние между линзами l определяет величину диаметра интерференционных пучков. Так при $l = 7,5$ см в проходящем поле диаметры МИП становились примерно одинаковыми. При условии $l < 7,5$ см диаметр ближайшего МИП к центральному проходящему пучку уменьшается, одновременно диаметр дальнего МИП увеличивается.



(а)



(б)

Рисунок 4 – (а) Зависимость дистанции между центрами соседних интерференционных пучков (–○–), центральным пучком и ближайшим интерференционным (–□–);

(б) зависимость диаметра центрального пучка с гауссовым распределением интенсивности пучка (–○–), диаметра ядра МИП с максимумом в центре (–□–) и диаметра ядра МИП с минимумом в центре (–Δ–) от продольной координаты, при $l = 20$ см

Нами исследовалось влияние смещения и наклона линз на структуру проходящих многокольцевых пучков.

Смещение центров линз 3 или 4 в плоскости XOY в горизонтальном направлении схемы (рисунок 1) приводило к одновременному попутному перемещению обоих МИП в той же плоскости и в том же направлении с периодической заменой $\max \leftrightarrow \min$ в центре каждого пучка (рисунок 5). Аналогичные изменения пространственной структуры пучков имели место при отклонении линзы 3 или 4 от ее исходного положения в плоскости XOZ на некоторый угол θ .

Отклонение линзы 3 или 4 от исходного положения в плоскости YOZ на некоторый угол φ эквивалентно перемещению интерференционных пучков в вертикальном направлении перпендикулярно оптической оси с заменой $\max \leftrightarrow \min$ в центрах пучков.

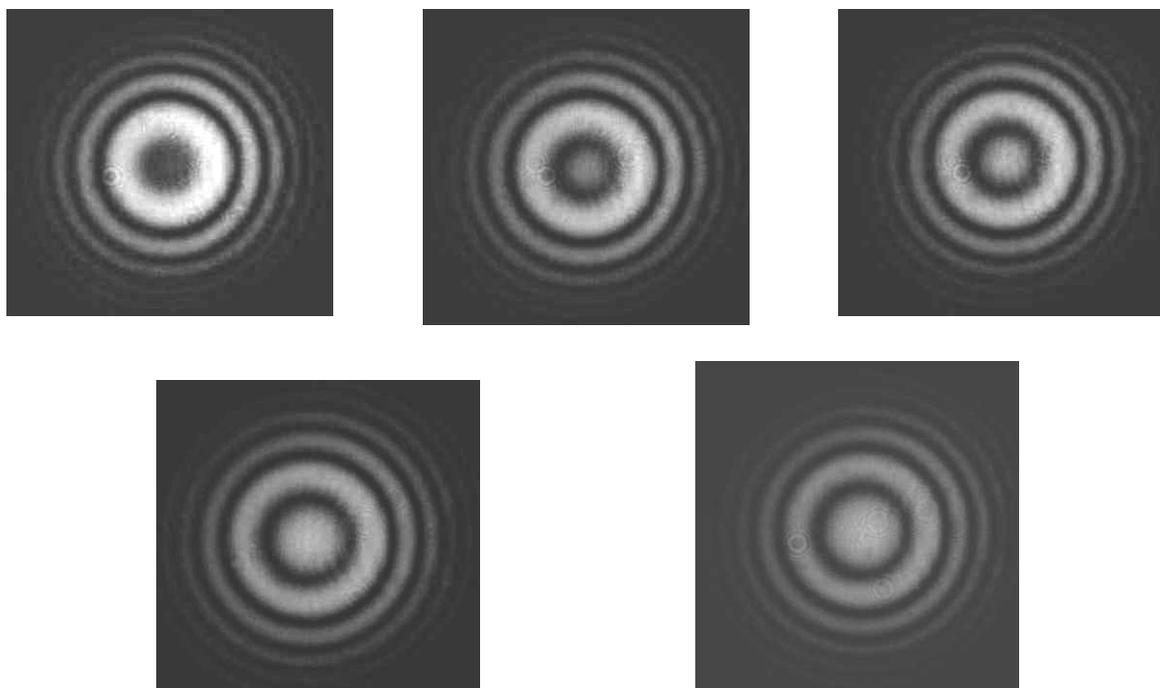


Рисунок 5 – Управляемое изменение пространственной структуры интерференционного пучка с минимумом в центре

Таким образом, использование простой схемы пассивного сферического резонатора Фабри-Перо с заменой сферических зеркал на сферические линзы позволяет значительно упростить способ формирования многокольцевых z -зависимых мод бесселевого типа, а именно; получить в отраженном и проходящем поле два интерференционных многокольцевых пучка с максимумом или минимумом в центре; осуществить управление пространственной структурой обоих пучков в реальном времени.

Литература

1. Kramoreva, L.I. Optical Coherence Tomography (Review) / L.I. Kramoreva, Yu.I. Rozhko // Journal of Applied Spectroscopy. – 2010. – Vol. 77. – № 4. – P. 485–506.
2. McGlain, D. Bessel beams: diffraction in a new light / D. McGlain, K.Dholakia // Cont. Phys. – 2005. – Vol. 46. – № 1. – P. 15–28.
3. Uehara, K. Generation of nearly diffraction-free laser beams / K. Uehara, H.Kikuchi // Appl. Phys. B. – 1989. – Vol. 48. – № 2. – P. 125–129.

4. Muys, P. Direct generation of Bessel beams / P. Muys, E. Vandamme // *Appl. Opt.* – 2002. – Vol. 41. – № 30. – P. 6375–6379.

5. Hernandez-Aranda, R. I. Theory of the unstable Bessel resonator / R.I.Hernandez-Aranda, S. Chavez-Cerda, J.C. Gutierrez-Vega // *J. Opt. Soc. Am. A.* – 2005. – Vol. 22. – № 9. – P. 1909–1917.

6. Wu, F. Nanosecond pulsed Bessel-Gauss beam generated directly from a Nd: YAG axicon-based resonator / F. Wu, Y. Chen, D. Guo // *Appl. Opt.* – 2007. – Vol.46. – № 22. – P. 4943–4947.

7. Rogel-Salazar, J. Bessel–Gauss beam optical resonator / J. Rogel-Salazar, G.H.C. New, S. Chavez-Cerda // *Opt. Commun.* – 2001. – Vol. 190. – P. 117–122.

8. Tsangaris, C.L. Unstable Bessel beam resonator / C.L. Tsangaris, G.H.C.New, J. Rogel-Salazar // *Opt. Commun.* – 2003. – Vol. 223. – P. 233–238.

9. Khilo, A.N. Axicon-based Bessel resonator: Analytical description and experiment / A.N. Khilo, E.G. Katranji, A.A. Ryzhevich // *J. Opt. Soc. Am. A.* – 2001. – Vol. 18. – № 8. – P. 1986–1992.

10. Gutierrez-Vega, J.C. Bessel-Gauss resonator with spherical output mirror: geometrical and wave-optics analysis / J.C. Gutierrez-Vega, R. Rodriguez-Masegosa, S. Chavez-Cerda // *J. Opt. Soc. Am. A.* – 2003. – Vol. 20. – № 11. – P. 2113–2122.

В.Н. Мышковец, А.В. Максименко, Г.А. Баевич, В.В. Грищенко

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Алюминиевые сплавы как конструкционные материалы широко применяются в различных отраслях промышленности: авиастроении, автомобилестроении, приборостроении, судостроении, и др. Основными достоинствами их как конструкционных материалов является малая плотность, высокая удельная прочность, высокая коррозионная стойкость.

Сварка и наплавка алюминиевых сплавов имеет определенные трудности, обусловленные тем, что эти металлы обладают особыми физико-химическими свойствами, такими как низкие значения модуля упругости и температуры кипения, высокие значения

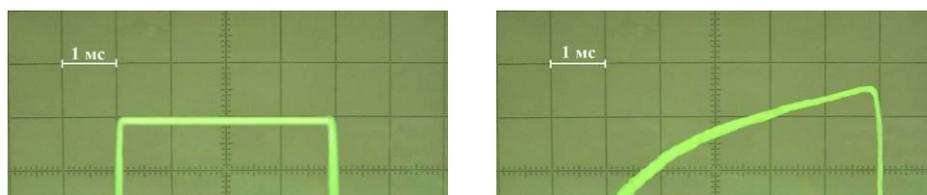
теплопроводности, удельной теплоемкости и коэффициента линейного расширения. Металлургические особенности сварки алюминиевых сплавов определяются взаимодействием их с газами окружающей среды, интенсивностью испарения легирующих элементов, а также особенностями кристаллизации в условиях сварочного процесса. Известно [1–3], что при температуре выше температуры плавления алюминий интенсивно окисляется. Образующийся оксид алюминия покрывает поверхность детали пленкой с температурой плавления 2050 °С. Коэффициент теплового расширения оксидной пленки в 3 раза меньше коэффициента расширения алюминия, поэтому при нагреве металла в ней образуются трещины. Наличие оксидной пленки на поверхности металла, а также вышеперечисленные особенности алюминиевых сплавов приводят к тому, что в процессе лазерной сварки и наплавки в сварном шве и наплавляемом металле могут возникать такие дефекты, как поры, микротрещины, непровары и др.

Для получения качественных сварочных соединений и наплавляемых покрытий из алюминиевых сплавов необходимо проводить экспериментальные исследования по установлению оптимальных режимов и условий обработки. Для импульсной лазерной сварки и наплавки алюминиевых сплавов необходимо оптимизировать параметры лазерного излучения, такие как: энергия в импульсе, длительность импульсов и их форма, и параметры процесса: скорость сварки, коэффициент перекрытия и расход газа в зоне воздействия лазерного излучения.

Целью данной работы являлось исследование влияния пространственно-энергетических и временных характеристик лазерного излучения, а также условий обработки на формирование покрытий из алюминиевых сплавов.

Экспериментальные исследования процесса наплавки алюминиевых сплавов проводились на лазерной установке, разработанной и созданной на базе твердотельного импульсного лазера на алюмо-иттриевом гранате с длиной волны излучения 1,06 мкм. Данная установка позволяет производить обработку материалов импульсами различной формы с длительностью от 250 мкс до 20 мс, максимальной средней мощностью излучения 400 Вт и частотой следования импульсов до 200 Гц.

В ходе выполнения экспериментальных исследований проводилась наплавка присадочного материала в виде проволоки из сплава АК-6 диаметром $d = 0,3 \cdot 10^{-3}$ м на поверхность образцов из сплава АК-6. Для наплавки применялись импульсы длительностью $(4-20) \cdot 10^{-3}$ с, формы которых представлены на рисунке 1.



- а) – импульс прямоугольной формы;
- б) – импульс треугольной формы с возрастающим передним фронтом;
- в) – импульс треугольной формы с убывающим задним фронтом.

Рисунок 1 – Формы импульсов генерации лазерного излучения

Частота следования импульсов лазерного излучения варьировалась в пределах от 5 до 20 Гц. Наплавка проводилась в среде аргона (расход аргона 4–6 л/мин). Перед проведением наплавки поверхности присадки и основы обезжиривались и подвергались травлению.

Металлографические исследования наплавляемых покрытий проводились с использованием автоматического микротвердомера DM-8 при увеличении $100\times$.

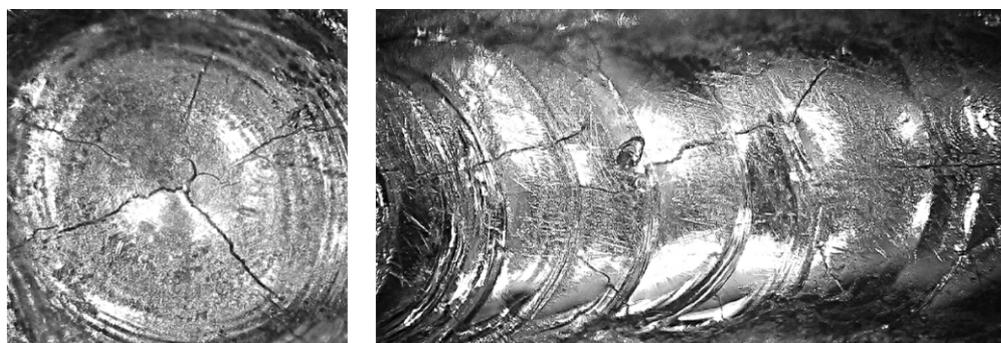


Рисунок 2 – Наплавка при использовании лазерных импульсов прямоугольной формы и треугольной формы с возрастающим передним фронтом

На рисунке 2 представлен вид поверхности наплавленного покрытия

при использовании импульсов прямоугольной формы и треугольной формы с возрастающим передним фронтом в заданных энергетических и временных диапазонах. Из рисунка видно, что на поверхности присутствуют радиальные трещины, количество и глубина которых зависит от плотности мощности лазерного излучения в зоне воздействия.

При использовании импульсов треугольной формы с убывающим задним фронтом в диапазоне изменения длительности от 6 до 20 мс и энергией 20 Дж радиальные трещины на поверхности металла не наблюдались (рисунок 3).

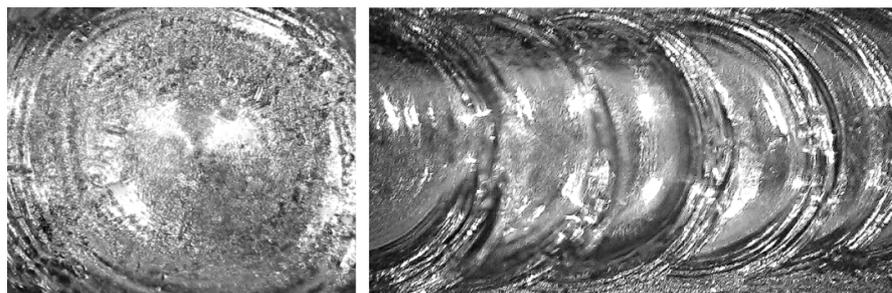


Рисунок 3 – Наплавка при использовании лазерных импульсов треугольной формы с убывающим задним фронтом

Для определения влияния характеристик импульсного лазерного излучения на процесс трещинообразования в зоне воздействия лазерного излучения были изготовлены шлифы, по которым определялось количество трещин. Внешний вид зоны лазерного воздействия с наличием микротрещин представлен на рисунке 4. Анализ исследований показал, что наименьшее количество микротрещин по глубине металла наблюдается при использовании импульса в виде треугольника с убывающим задним фронтом (рисунок 4,в).

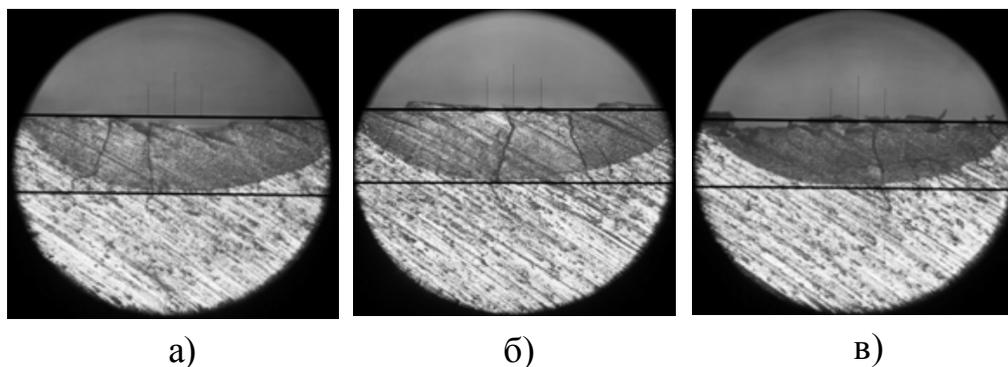


Рисунок 4 – Внешний вид зоны лазерного воздействия с наличием микротрещин

Можно предположить, что образование микротрещин в расплавах

является следствием тангенциальных термических напряжений, возникающих при сверхбыстром нагреве и охлаждении сплавов, а также разности плотности твердой и жидкой фаз. Действие этих механизмов трещинообразования подтверждается тем, что глубина проникновения трещин охватывает не только переплавленную часть слоя, но и смежную с ней область термического влияния (рисунок 4). Для определения характера формирования термических напряжений и их величины в алюминиевых сплавах при импульсном лазерном воздействии необходимо провести теоретические исследования по установлению закономерности распределения тепловых полей в зоне обработки, что и является целью наших дальнейших исследований.

Литература

1. Бондарев, А.А. Лазерная сварка алюминиевых сплавов (обзор) / А.А. Бондарев, Андр. А. Бондарев // Автоматическая сварка. – 2001. – № 12. – С. 21–28.
2. Технология и оборудование сварки плавлением / Г.Д. Никифоров, Г.В. Бобров, В.М. Никитин, В.В. Дьяченко. // М.: Машиностроение, 1987. – 327 с.
3. Астапчик, С.А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С.А. Астапчик, В.С. Голубев, А.Г. Маклаков. – Минск: Белорус. наука, 2008. – 251 с.

**М.П. Патапович¹, И.Д. Пашковская², Ж.И. Булойчик¹,
Н.И. Нечипуренко², А.Л. Танин², А.П. Зажогин¹**

¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²РНПЦ неврологии и нейрохирургии, Минск, Беларусь

РАЗРАБОТКА МЕТОДИК ИЗУЧЕНИЯ ВРЕМЕННОГО МЕТАБОЛИЗМА МАКРОЭЛЕМЕНТОВ В ОРГАНИЗМЕ ЧЕЛОВЕКА ПО ИССЛЕДОВАНИЮ ВОЛОС МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ИСКРОВОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ

Нарушение баланса макро-микроэлементов в организме человека приводит к развитию различных заболеваний. Существуют самые разнообразные причины дисбаланса микро- и макроэлементов в организме. Недостаток минеральных веществ в пищевых продуктах, нарушение их усвоения организмом, прием лекарств, наличие хронических заболеваний, стрессовые ситуации, умственное и физическое переутомление и др. – наиболее частые причины дисбаланса (дефицита) макро- и микроэлементов [1–4].

Для того чтобы возникший дисбаланс макро- и микроэлементов не стал причиной серьезных заболеваний, желательно выяснить полную картину микроэлементного баланса организма как можно раньше. Своевременная диагностика элементозов на основании определения реального содержания в биосубстратах организма наиболее важных для человека эссенциальных элементов – основа эффективной профилактики заболеваний, в том числе и связанных с экологической ситуацией. Без такой диагностики эффективность лечебных мероприятий снижается [3, 4].

Практически все доступные для анализа химические элементы (около 70), накапливаются в волосах. Эти элементы поступают в организм различными путями: с пищей, водой, при приеме лекарств и т. д. Способность волос аккумулировать в себе химические элементы, связана с особенностями их строения и формирования. Рост каждого волоса происходит за счет непрерывного размножения клеток луковицы, находящейся под кожей. Молодые клетки питаются посредством кровеносных сосудов подходящих к основанию волосистой луковицы. Все макро и микроэлементы, попадая в организм, поступают в кровь, а оттуда – в волосные клетки. Волосные клетки созревают, высыхают, ороговевают, последовательно формируя волос по длине. И что особенно важно, состав накопившихся в них элементов, больше не изменяется, составляя своеобразный «элементный портрет» человека за определенный промежуток его жизни. В среднем за 1 мес. волосы вырастают на 1 см. Фактически в период роста волоса по его длине записывается вся история изменения содержания разных элементов в организме [1–4].

Анализ волос открывает новые перспективы для решения проблем со здоровьем, потому что выявляет нашу биохимическую индивидуальность. Такой неинвазивный способ получения биоматериала, не связанный с кровью и травматизацией абсолютно безопасен и сравним с взятием проб ногтей, слюны и мочи.

Анализ элементарного состава волос дает важную информацию, которая, в комбинации с симптомами и остальными лабораторными данными может помочь врачу в диагностике физиологических нарушений, связанных с отклонениями в общем метаболизме и метаболизме токсических элементов. Концентрация токсичных металлов в волосах может быть в несколько сотен раз выше, чем в моче и крови. Поэтому волосы – ткань, самая удобная для определения суммарной нагрузки на организм и недавнего контакта организма с цинком, алюминием, кадмием и т. д.

Принципиальными отличиями исследования элементного состава волос перед исследованием биологических жидкостей (кровь, моча)

являются [3, 4]: возможность обнаруживать употребление различных элементов в организме человека спустя недели, месяцы и даже годы после окончания приема; лекарственные и наркотические вещества в волосах не подвергаются метаболизму, поэтому возникает возможность обнаружения их в более отдаленные сроки, когда анализ биологических жидкостей дает отрицательный результат; возможность проследить во времени «историю» поступления веществ в организм; анализ волос по их длине позволяет определить время начала и конца приема того или иного вещества (хим. элемента и т. д.).

Требованиям оперативного химико-аналитического контроля объектов растительного и животного происхождения на содержание различных металлов наилучшим образом удовлетворяет лазерный атомно-эмиссионный многоканальный спектральный анализ с применением сдвоенных лазерных импульсов, отличающийся многоэлементностью, сравнительной простотой подготовки образцов и довольно низкими пределами обнаружения [6].

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. Спектрометр включает в себя в качестве источника возбуждения плазмы двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (от 10 до 80 мДж), так и временного интервала между импульсами (от 0 до 100 мкс). Длительность импульсов ≈ 15 нс.

Для выбора оптимальных лазерных параметров проведены исследования образцов при различных энергиях лазерных импульсов (30-60 мДж) и временных интервалах между ними (0–20 мкс) и проведены оценки влияния их на интенсивность линий магния, натрия, калия и кальция. В качестве примера на рисунке 1 приведены результаты обработки спектров образцов волос по их длине. Анализировались суммарные результаты действия 20 последовательных лазерных импульсов (энергия 58 и 42 мДж первый и второй импульсы, соответственно, и межимпульсный интервал 8 мкс) на точку для образцов волос, наклеенных на подложку из органического стекла. Натуральные образцы волос исследованы через один см (примерно соответствующий интервалу роста волос в один месяц).

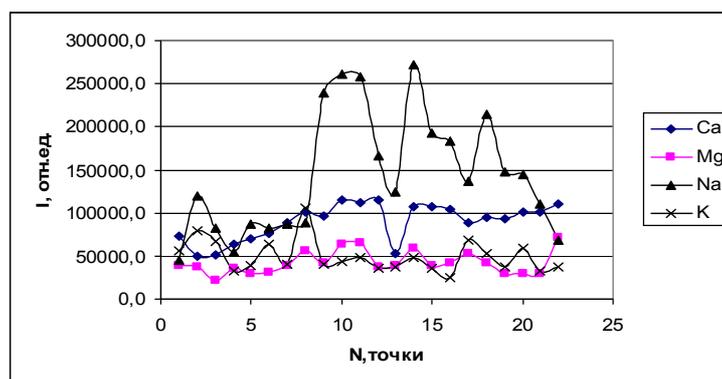


Рисунок 1 – Интенсивности спектральных линий Ca II (393,239 нм), Mg II (279,396 нм), Na (588,995 нм) и K (766,491 нм) в последовательных точках по длине волос человека

Для оценки динамики накопления металлов в организме необходимым условием является достоверная информация об их поступлении не только в настоящем, но и в прошлом. Для получения данных о поступлении металлов в организм в прошлом необходимо проводить ретроспективный анализ изменения содержания элементов, то есть восстановить историю поступления металлов в организм за длительные интервалы времени. Такие исследования помогают диагностировать хронические заболевания до клинических проявлений, проследить изменения метаболизма за определенный период и дать динамическую картину баланса веществ в организме. Так, к примеру, магний играет важную роль в формировании судорожной готовности. Метаболизм калия и магния тесно взаимосвязан. Клиническая гипомagneзиемия может возникать как вместе с гипокалиемией, так и осложнять уже существующий дефицит калия [3, 5].

На рисунке 2 приведены результаты обработки спектров образцов волос по кальцию того же человека спустя полгода.

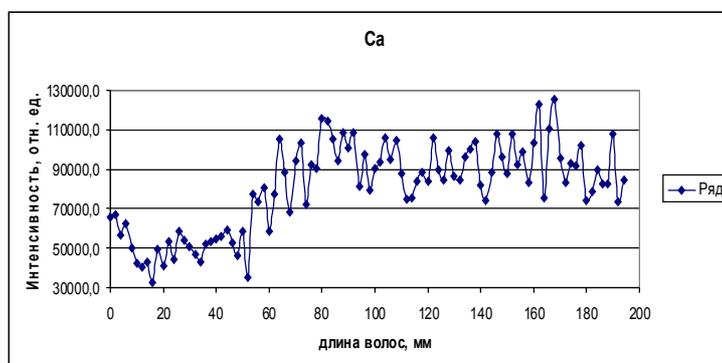


Рисунок 2 – Интенсивность спектральной линии Ca II (393,239 нм) в последовательных точках по длине волос человека спустя полгода (через 2 мм)

Методом лазерной атомно-эмиссионной спектрометрии, на примере анализа интенсивности линий Na, K, Ca и Mg в спектрах волос по их длине, показана возможность выявления наличия патологических процессов на пред клинической стадии, а это дает возможность искать причину существующего дисбаланса, целенаправленно подбирать биологически активные добавки или препараты, корректировать питание.

Анализ волос открывает новые перспективы для решения проблем со здоровьем, потому что выявляет нашу биохимическую индивидуальность. Такой неинвазивный способ получения биоматериала, не связанный с взятием проб крови и травматизацией может быть эффективно использован для диагностики здоровья как взрослых, так и детей. Такие исследования помогут диагностировать хронические заболевания до клинических проявлений, проследить изменения метаболизма за определенный период и дать динамическую картину баланса веществ в организме.

Работа выполнялась при частичной поддержке ГПНИ «Конвергенция» 3.3.02.2

Литература

1. Курец, Н.И. / Н.И. Курец // Ж. медицинские новости. – 2006. – Т. 7. – № 2.
2. Авцын, А.П. Микроэлементозы человека / А.П. Авцын, А.А. Жаворонков, М.А. Риш, Л.С. Строчкова. – М. – 1991.
3. Скальный, А.В. Биоэлементы в медицине / А.В. Скальный, И.А. Рудаков. – М. – 2004.
4. Скальный, А.В. Микроэлементозы человека (диагностика и лечение) / А.В. Скальный. – М. – 1999.
5. Гладких, Э.А. / Э.А. Гладких, Е.В. Полякова, О.В. Шуваева, Н.Ф.Бейзель // Микроэлементы в медицине. – 2003. – Т. 20. – № 4.
6. Сухов, Л.Т. Лазерный спектральный анализ / Л.Т. Сухов. – Новосибирск, 1990.

М.П. Патапович, П.Н. Белый

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

СИНТЕЗ НАНОКЛАСТЕРОВ ОКСИДОВ КАЛЬЦИЯ ИЗ СОЛЕЙ ВВЕДЕННЫХ В ПОРИСТЫЕ ТЕЛА ПРИ ЛАЗЕРНОХИМИЧЕСКОМ АКТИВИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ

При использовании схем и методов двухимпульсного лазерного

воздействия при различных углах падения на мишень и плазму возможно одновременное проведение высокочувствительного спектрального анализа [1], контроля концентрации возбужденных и заряженных частиц плазмы и управлением составом плазмы [2], направляемой на подложку.

Разрабатываемый в данной работе подход основан на использовании высокоинтенсивных сдвоенных лазерных импульсов для распыления (абляции) пористых мишеней, содержащих нано количества соединений металлов, непосредственно в воздухе.

Для разработки перспективных методов оценки локального пространственного распределения макро- и микроэлементов в каплях экспериментально исследованы образцы высушенных растворов яичного альбумина с добавкой некоторых солей металлов с помощью лазерного излучения. Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. В качестве источника возбуждения спектров в спектрометр входит двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (от 10 до 80 мДж), так и временного интервала между импульсами (от 0 до 100 мкс). Лазер может работать с частотой повторения импульсов до 10 Гц и максимальной энергией излучения каждого из сдвоенных импульсов до 80 мДж на длине волны 1064 нм. Длительность импульсов ≈ 15 нс. Временной сдвиг между сдвоенными импульсами может изменяться с шагом 1 мкс.

Динамика развития процессов абляции и приповерхностного плазмообразования исследовалась методом атомно-эмиссионной многоканальной спектрометрии при воздействии сдвоенных лазерных импульсов на поверхность пористых образцов с растворами солей Са (CaCl_2 , $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$, CaCO_3 и $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) в атмосфере воздуха при энергиях импульсов излучения 50–65 мДж и временных интервалах между сдвоенными импульсами 0–12 мкс.

В качестве модельных систем для закрепления сухих остатков растворов сплавов и солей металлов нами выбраны беззольные фильтры (синяя лента) – диаметр пор 1–2 нм. Для проведения экспериментов кусочек фильтра размером $8 \times 8 \text{ мм}^2$ наклеивался с помощью двухстороннего скотча на поверхность держателя образцов, а затем на поверхность фильтра наносилось по 25 мкл растворов солей кальция.

При проведении исследований на фильтры было нанесено по 25 мкл исследуемого раствора Са с концентрацией $10^{-1} \%$. Следует отметить, что диаметр пятна разрушения при воздействии лазера составила 100 мкм. В результате на одну точку при концентрации $10^{-1} \%$

приходится $3 \cdot 10^{-9}$ г исследуемого химического элемента. На рисунке 1, в качестве примера, приведены зависимости интенсивности ионной линии Ca II ($\lambda = 393,367$ нм) в спектрах хлорида кальция от интервала между импульсами и энергии импульсов.

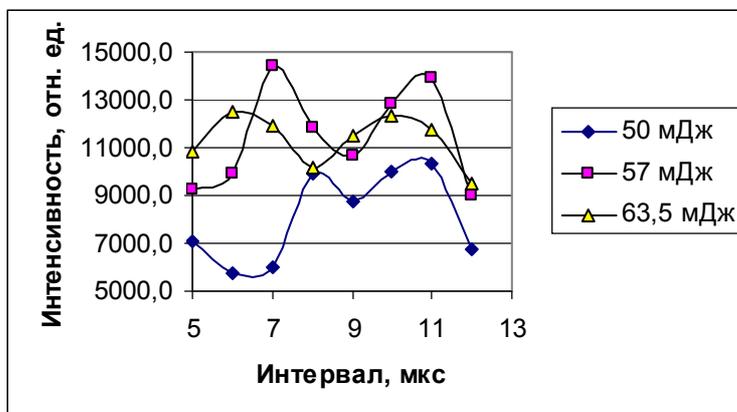


Рисунок 1 – Зависимость интенсивности ионной линии кальция Ca II ($\lambda = 393,367$ нм) в спектрах от интервала между импульсами и различных энергий

Как видно из данных, приведенных на рисунке 1, наиболее интенсивной линией наблюдается при возбуждении сухих растворов хлорида кальция при энергии импульсов 57 мДж. При увеличении энергии интенсивность несколько падает, из-за увеличивающейся экранировки лазерного излучения приповерхностной лазерной плазмой.

Для оценки влияния физико-химических свойств солей кальция на процессы поступления атомов в приповерхностную лазерную плазму и формирование оксидов проведены исследования при определенной выше энергии импульсов (57 мДж) и различных интервалах между импульсами.

Результаты исследований приведены на рисунке 2. Из сравнения приведенных кривых видно, что величины интенсивностей линии для указанных солей располагаются в соответствии с рядом: сульфат карбонат > нитрат \geq хлорид. Здесь следует отметить, что для классических методов возбуждения спектров, таких как электрическая дуга [3] и индуктивно-связанная плазма [4] величина аналитического сигнала увеличивается в соответствии с обратным порядком: хлорид > нитрат > сульфат. Этот эффект объясняется влиянием физико-химических свойств соответствующих солей на процессы, происходящие в источниках возбуждения. Так хлориды в большинстве случаев образуют легко испаряющиеся соли, быстро поступающие при нагревании в источник возбуждения, поэтому его соли часто

используют и в качестве носителя [4], для повышения чувствительности в данных видах анализа.

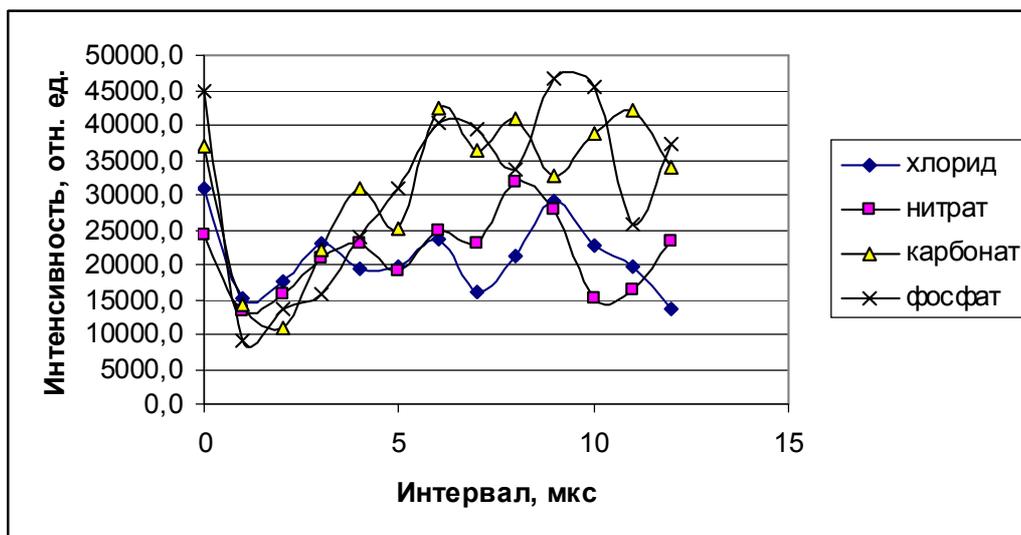


Рисунок 2 – Зависимость интенсивности ионной линии кальция Са II ($\lambda = 393,367$ нм) в спектрах солей кальция от интервала между импульсами

Полученные результаты на качественном уровне можно объяснить следующим образом. При использовании режима сдвоенных импульсов на первичные процессы плазмообразования будут накладываться процессы нагрева и испарения аэрозолей, обусловленные действием второго импульса. Все эти процессы могут проходить в объеме пористой мишени с ограниченной миграцией оксидов кальция и высокой подвижностью газовых компонентов, в частности хлоридов кальция. Все указанные процессы влияют на время пребывания атомов кальция в объеме плазмы, определяющей интенсивность линий.

Таким образом, выполненные спектроскопические исследования приповерхностной лазерной плазмы, образуемой вблизи поверхности пористого тела, содержащего nano количества различных солей металла, при воздействии на нее двух последовательных импульсов показали возможность развития методов получения нанокластеров металлов малых размеров.

Литература

1. Сухов, Л.Т. Лазерный спектральный анализ / Л.Т. Сухов. – Новосибирск, 1990.
2. Жерихин, А.Н. Лазерное напыление тонких пленок / А.Н. Жерихин // Итоги науки и техники. Серия: Проблемы лазерной физики.

– М. ВИНТИ, 1990. – 107 с.

3. Эмиссионный спектральный анализ атомных материалов / А.Н. Зайдель, Н.И. Калитиевский, Л.В. Липис, М.П. Чайка. // Л.-М.: ГИФМЛ, 1960.

4. Кузяков, Ю.Я. Методы спектрального анализа / Ю.Я. Кузяков, К.А. Семененко, Н.Б. Зоров. – М. ИЗД. МГУ, 1990.

В.Г. Пинчук¹, С.В. Короткевич², С.О. Бобович², В.Н. Морозов¹

**¹УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

²РУП «Гомельэнерго», Гомель, Беларусь

ФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Современные технологии: интенсивная пластическая деформация (ИПД), равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовая экструзия и всесторонняя ковка обеспечивает измельчение исходной зёрненной структуры до 120–200 нм и формируют субструктуру с высокими прочностными характеристиками. Наши исследования показали, что аналогичные микроstructures субмикроскопического и нанокристаллического размера блоков могут образовываться в поверхностном слое металлов при фрикционном взаимодействии их поверхностей. Создание таких структур позволяет реализовать высокие физико-механические свойства материалов. Образование наноразмерных зёрен при фрикционном нагружении возможно в силу протекания локализованных процессов пластической деформации в поверхностных объёмах в условиях скоростного деформирования в сочетании с динамической рекристаллизацией. Немаловажную роль в кинетике структурных преобразований играет специфика фрикционного нагружения поверхностей и температурные явления.

Комплексное изучение физических закономерностей эволюции дислокационной структуры поверхностного слоя никеля при трении скольжения установило циклический характер изменения прочностных характеристик поверхностного слоя, что выразилось: 1) в циклическом характере кинетических зависимостей плотности дислокаций от времени нагружения и режимов фрикционного нагружения, а также в качественном совпадении этих зависимостей, полученными прямыми и косвенными методами [1, 2]; 2) в циклическом изменении текстуры,

изученной с помощью электронной микроскопии и электронографии; 3) в периодическом изменении картины дислокационных конфигураций, выявленном при анализе электронно-микроскопических снимков микроструктурных превращений поверхностного слоя при трении; 4) в периодическом изменении интенсивности изнашивания со временем нагружения поверхностей трения.

Исследования структуры никеля определили, что наблюдаемая периодичность структурных изменений, происходящих при трении, связаны с развитием характерных пластических и пластически-деструкционных стадий деформирования поверхностных слоёв, протекающих сначала с их упрочнением, а затем с диспергированием и последующим отслаиванием материала поверхностного слоя.

Количественные оценки прямыми (электронная микроскопия) и косвенными (ФМР) методами показали, что значения средней плотности дислокаций (ρ), соответствующие максимумам и минимумам осцилляций $\rho = f(t)$ отличаются на три порядка. В исходном образце плотность дислокаций составляет $\rho \approx 5 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ [2]. После испытания на трение в течение 5,4 кс плотность дефектов составляет $\rho = 10^{16} \text{ м}^{-2}$. При $t = 10,8$ кс дислокационная структура приближается к структуре недеформированного материала ($\rho \approx 5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$). Периодичность структурных изменений, подтверждённая комплексом полученных данных, даёт основание сделать вывод о локализованном во времени процессе разрушения и изнашивания поверхностного слоя. Определённая, почти полная релаксация упругих напряжений, соответствующая минимумам ширины линии ФМР, как показали электронно-микроскопические снимки, не может быть объяснена за счёт термических процессов, хотя частичное их проявление подтверждается наличием полигонизации и не многочисленных зон рекристаллизации.

Электронно-микроскопические исследования структуры образцов на различных этапах нагружения показали, что под воздействием сдвиговых и знакопеременных нагрузок при трении формируется более мелкая ячеистая структура с квазиравномерным распределением дислокационных кластеров по объёму поверхностного слоя. Геометрические размеры этих скоплений дислокаций лежат в пределах 10–100 нм (рисунок 1).



Рисунок 1 – Наноструктура поверхности никеля

Важными критериями разрушения являются: локализация микропластической деформации, размеры блочной структуры и характер распределения элементов этой структуры. Поэтому подавление развитой ячеистой структуры и тенденция к квазиравномерному распределению её элементов, процессе фрикционного нагружения, является следствием уменьшения действующих систем скольжения и скоростным деформированием поверхностного слоя, а также термически активируемыми механизмами. Такая структура является элементом синергетических процессов, ибо в ней на определённом этапе нагружения, в некоторой степени, нет локальных напряжений, что в конечном итоге, определяет отсутствие локальных очагов разрушения. Эти структуры доминируют при трении и определяют повышенное сопротивление разрушению, ввиду того, что в них затруднено зарождение и распространение трещин [3]. При дальнейшем нагружении на соответствующих участках максимального упрочнения наблюдаются элементы текстурирования, диспергирования и разрушения микроструктуры. На этой стадии деформации возрастает склонность к выстраиванию дислокационных скоплений в одном направлении. Кроме того, обнаруживается тенденция к формированию очень мелких микротрещин по границам этих текстурных образований с характерными размерами: 0,01 мкм по диаметру и 0,1 мкм по длине (рисунок 2 стрелки и вставка).

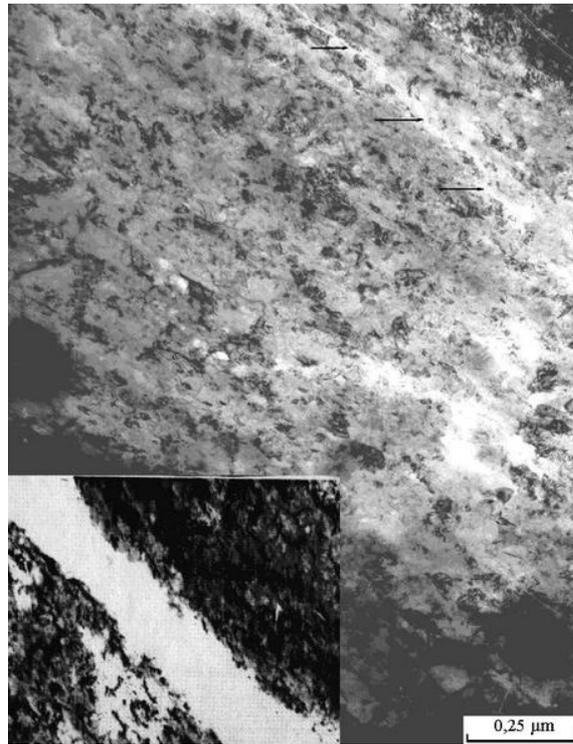


Рисунок 2 – Формирование микротрещин

На стадии разрушения субструктур размеры большинства ячеек остаются прежними, однако на их фоне формируются линейно вытянутые полосы скольжения с очень мелкими дислокационными кластерами внутри этих полос (рисунок 3).

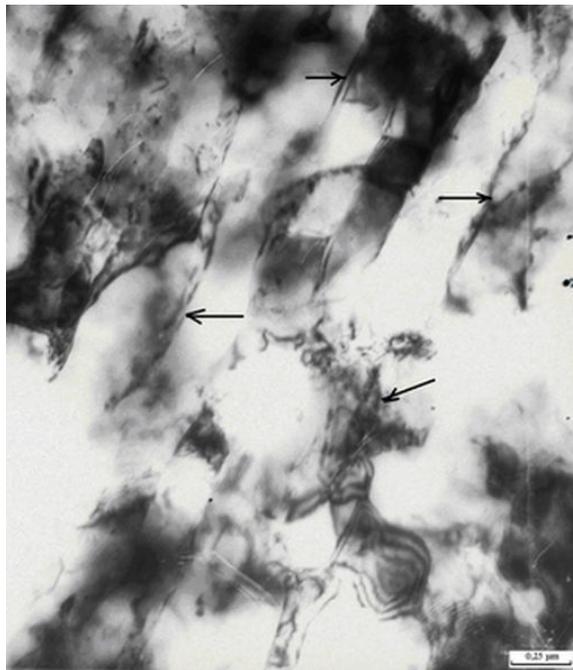


Рисунок 3 – Формирование полос скольжения

Природа этих полос однозначно не установлена. Из анализа ряда снимков, можно отметить тенденцию растрескивания материала по границам этих полос (рисунок 4, вставки).

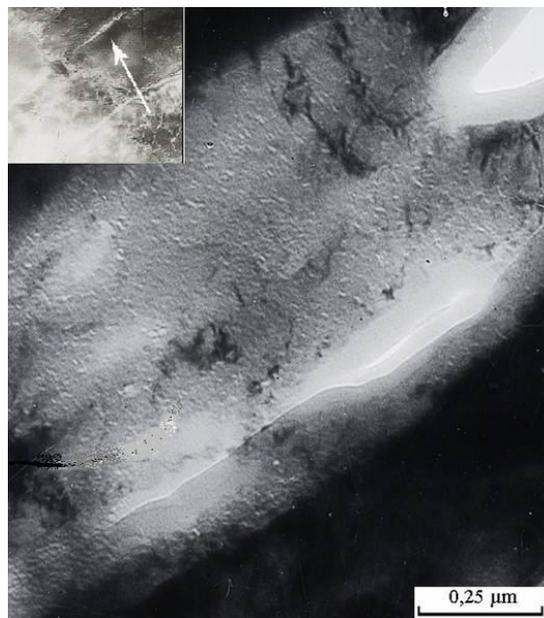


Рисунок 4 – Разрушение материала по границам полос скольжения

Эти элементы структуры можно связать с образованием полос скольжения. Однако для окончательного объяснения природы этих образований необходимо привлечь и другие структурные конфигурации, например, полосы сброса. В пользу последнего мнения выдвигается и свойство этих полос менять контраст по длине, свидетельствующий о том, что эти образования содержат локализованные зоны искривления решётки и дефекты упаковки по границам, имеющие высокую концентрацию напряжений. Особенности микропластической деформации поверхностных слоёв при трении обуславливаются комплексом факторов: термически активируемыми механизмами, влиянием поверхностно-активных сред, термоциклированием, совместным действием силового поля и усталостных процессов.

Литература

1. Пинчук, В.Г. Взаимосвязь микроструктурных изменений с кинетикой износа поверхностного слоя металла при трении / В.Г. Пинчук, Е.Г.Шидловская // Трение и износ. – 1989. – Т. 10. – № 6. – С. 965–972.
2. Пинчук, В.Г. Особенности изменения дислокационной структуры никеля при трении / В.Г. Пинчук, Б.А. Савицкий, А.С. Булатов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1983. – № 9. – С. 72–75.

3. Фёдоров, Ю.А. Условия зарождения микротрещин на границе зерна / Ю.А. Фёдоров, О.И. Сысоев, Е.П. Зорин // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 41. – № 5. – С. 937–940.

А.А. Рыжевич¹, С.В. Солоневич¹, Т.А. Железнякова², С.Б. Бушук¹

**¹ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

²Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ЛАЗЕРОФОРЕЗА С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО СКАНИРУЮЩЕГО МИКРОСКОПА

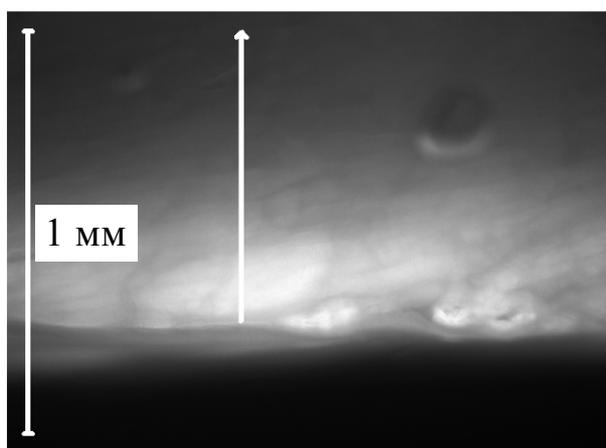
Лазерофорез – это сравнительно новый метод введения лекарственных препаратов в организм под действием лазерного излучения, поэтому способов для исследования его закономерностей и оценки его эффективности пока не так много. Наиболее достоверным косвенным способом определения эффективности лазерофореза являются широкомасштабные клинические исследования, однако они, как правило, продолжительны и дороги. Имеет смысл изучать основные закономерности лазерофореза для каждого конкретного препарата сразу на образцах биоткани. Это позволяет определить эффект от применения лазерного излучения, а также выделить основные факторы, влияющие, в частности, на распределение концентрации вводимого препарата по глубине. Поскольку суть процедуры лазерофореза – введение препарата в биоткань, эффективность лазерофореза можно оценивать по отношению общего количества препарата, введенного в биоткань, и по отношению глубин проникновения препарата в биоткань в экспериментальных и контрольной группах.

Для экспериментальной оценки эффективности лазерофореза нами разработана методика [1], в основе которой лежит метод люминесцентной микроскопии. С использованием лазерного сканирующего микроскопа LSM 510 (далее ЛСМ) производства фирмы Zeiss (Германия) проведены исследования эффективности лазерофореза излучением 4-х лазерных диодов (ЛД) HL6501MG (660 нм), HL6738MG (690 нм), DL7140-201S (785 нм) и DL5032-001 (830 нм). В качестве препарата, выполняющего функцию флуоресцентной метки нами использовались водный и водно-спиртовой (1:1) растворы родамина 6Ж в концентрации $5 \cdot 10^{-5}$ моль/л. При указанной концентрации в условиях эксперимента не происходило тушения

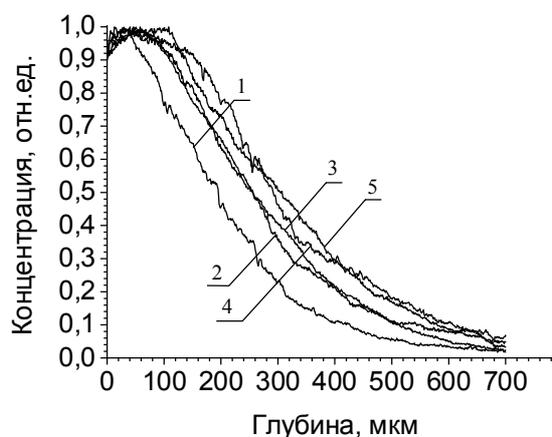
люминесценции, что позволяло судить о концентрации родамина по интенсивности люминесценции ткани. Были подготовлены образцы мышечной и жировой тканей свиньи в форме куба с ребром 10 мм. Образцы продольным (т. е. ориентированным параллельно поверхности, вдоль которой ранее находился кожный покров) срезом вверх располагались в открытой сверху цилиндрической кювете, укрепленной в фиксаторе с возможностью позиционирования кюветы с образцом относительно светового пучка ЛД в трех плоскостях. Раствор родамина 6Ж наносился на верхнюю грань образца биоткани в количестве 0,125 мл. Лазерное излучение, прошедшее через диафрагму, направлялось на образец сверху. Облучение проводилось лазерным пучком с одинаковой для всех ЛД мощностью 10 мВт в течение 10 мин, при этом доза облучения составляла $7,65 \text{ Дж/см}^2$, что меньше дозы облучения, при которой начинает проявляться ингибирующий эффект [2]. Сразу после облучения металлические кюветы с образцами помещались в морозильное отделение холодильника. После замораживания образцы разрезались вдоль оптической оси падавшего пучка и помещались в специальную закрытую кювету с прозрачным дном плоскостью разреза вниз для проведения микроскопических исследований.

Исследование зависимости концентрации препарата в биоткани от глубины проводилось следующим образом. Срез на образце освещался светом ртутной лампы с $\lambda = 436 \text{ нм}$. CCD-камерой ЛСМ регистрировался люминесцирующий участок среза, прилегающий к краю образца. Интенсивность люминесценции была прямо пропорциональна концентрации препарата в ткани. Регистрировалось несколько кадров для каждого образца. Зарегистрированные кадры записывались в базу данных измерений в специальном формате компьютерной системы управления и регистрации данных ЛСМ. Обработка полученных результатов проводилась посредством программных средств Zeiss LSM Image Browser, ImageJ 1.40g и Origin 7.0. На кадрах выбиралась линия, перпендикулярная плоскости, на которую падало лазерное излучение (показана стрелкой на рисунке 1,а). Вдоль этой линии считывались относительные численные значения интенсивности люминесценции в зависимости от глубины, на основании которых строились распределения концентрации вводимого препарата в зависимости от глубины. Для каждого экспериментального случая строилось 10 нормализованных по максимальному значению распределений интенсивности, в которых был вычтен фон, затем строилось среднее нормализованное распределение концентрации препарата. Аналогичные распределения строились также для тех образцов, на которые был нанесен препарат, но которые не облучались

лазерным излучением. Глубина, соответствующая половине максимального значения концентрации препарата в образце, а также площадь под кривой распределения служат хорошими критериями для оценки эффективности лазерофореза. Отношение k_k площади под распределением в облучавшемся образце к площади под распределением в необлучавшемся образце показывает, насколько возрастает благодаря процедуре лазерофореза количество введенного в образец препарата по сравнению с необлучавшимся образцом. Отношение k_r глубины, соответствующей половине максимального значения концентрации препарата в облучавшемся образце, к глубине, соответствующей половине максимального значения концентрации препарата в необлучавшемся образце, показывает, во сколько раз возрастает глубина, на которую вводится препарат в концентрации, не меньшей, чем половина концентрации на поверхности образца. По графикам, пример которых представлен на рисунке 1,б, были определены значения площади под кривой распределения концентрации препарата по глубине и глубина проникновения препарата (по уровню половинной концентрации) при различных условиях.



а



б

Рисунок 1 – Зависимость концентрации препарата от глубины при введении водно-спиртового раствора в образец мышечной ткани: фотография (а)

и график зависимости без облучения (1) и при облучении лазерным светом с длинами волн 660 нм (2), 690 нм (3), 785 нм (4), 830 нм (5)

На основании полученных результатов рассчитаны и приведены в таблице 1 отношения k_k и k_r .

Таблица 1 – Значения безразмерных коэффициентов k_r и k_k при

различных условиях проведения лазерофореза

Тип ткани	Тип основы препарата	Длина волны, нм							
		660		690		785		830	
		k_T	k_K	k_T	k_K	k_T	k_K	k_T	k_K
Мышечная	H ₂ O+C ₂ H ₅ OH	1,31	1,29	1,31	1,29	1,49	1,49	1,56	1,48
	H ₂ O	1,18	1,11	1,10	1,08	1,27	1,18	1,39	1,18
Жировая	H ₂ O+C ₂ H ₅ OH	1,11	1,14	1,00	1,08	1,76	1,48	1,73	1,55
	H ₂ O	1,12	1,06	1,30	1,12	1,53	1,30	1,43	1,21

Из таблицы 1 видно, что и в мышечной, и в жировой ткани облучение лазерным излучением увеличивает общую концентрацию вводимого вещества в биоткани и глубину его проникновения на половинном уровне от значения концентрации на поверхности образца. В лучших случаях концентрация введенного в биоткань препарата даже в условиях *ex vivo* в 1,55 раз больше, чем концентрация препарата, попавшего в ткань только за счет диффузии. Можно предположить, что в живом организме проникновение вещества внутрь организма за счет наличия кровотока будет выражено еще сильнее, т. е. эффективность лазерофореза возрастет.

Предложенная методика позволяет в численном виде сравнивать эффективность процесса лазерофореза даже в сильно отличающихся условиях: разные виды биотканей, разные вводимые препараты и их концентрации, разные источники лазерного излучения и их рабочие режимы и т. п. Благодаря разработанной методике можно выбирать оптимальный метод введения того или иного препарата в зависимости от какого-либо параметра.

С помощью ЛСМ, работающего в режиме двухфотонного возбуждения ($\lambda_0 = 790$ нм, эффективная длина волны $\lambda_{эфф} = 395$ нм), исследована динамика проникновения химического препарата в биоткань без нарушения целостности образца биоткани. Суть этой методики заключается в освещении образца излучением, вызывающим возбуждение люминофора и регистрации люминесцентного отклика с помощью ССD-камеры со стороны освещения, что, в принципе, позволяет применять ее для исследования даже *in vivo*, поскольку импульсы возбуждения очень короткие. Использовались образцы куриной кожи, не подвергавшейся замораживанию и размораживанию, в форме квадратов с размерами сторон ~ 1 см. На кожу наносился химический препарат – водный раствор родамина 6Ж ($5 \cdot 10^{-5}$ моль/л). Длина волны люминесценции водного раствора родамина 6Ж $\lambda_{дл} = 550 \div 570$ нм [3, с. 160], максимумы поглощения на длине волны

346 и 530 нм [1, с. 171]. После получения серий снимков для различного времени после нанесения препарата на образец (1, 3, 5 и 10 мин) строились графики средней яркости пикселей в зависимости от расстояния от поверхности образца до поверхности исследуемого слоя (расстояние между соседними слоями 2 мкм). При этом учитывалось фоновое свечение образца. Поскольку происходит не обычное, а двухфотонное возбуждение люминофора, то интенсивность его люминесценции прямо пропорциональна квадрату интенсивности облучения излучением с длиной волны $\lambda_0 = 790$ нм. Из-за поглощения и рассеяния излучения на структурных элементах биоткани интенсивность зарегистрированного свечения меньше, чем интенсивность первичной люминесценции. Чтобы учесть ослабление потока излучения с длиной волны $\lambda_0 = 790$ нм и $\lambda_{л} = 550\text{--}570$ нм в биоткани, необходимо зарегистрированную яркость умножить на $\exp((2\alpha_{d0} + \alpha_{dl})x)$, где $\alpha_d = (3\alpha_a(\alpha_a + \alpha_s'))^{1/2}$ – эффективный коэффициент ослабления, α_a – коэффициент поглощения, $\alpha_s' = (1-g)\alpha_s$ – транспортный коэффициент рассеяния, α_s – коэффициент рассеяния, g – параметр анизотропии рассеяния; x – глубина залегания рассматриваемого слоя; нижние индексы "0" и "л" приводятся при параметрах взаимодействия биоткани и излучения с длиной волны λ_0 и $\lambda_{л}$ соответственно. По данным [4] параметры кожи для $\lambda_0 = 790$ нм и $\lambda_{л} = 550$ нм имеют значения $\alpha_{a0} \approx 40 \text{ см}^{-1}$, $\alpha_{s0}' \approx 62 \text{ см}^{-1}$; $\alpha_{al} \approx 40 \text{ см}^{-1}$, $\alpha_{sl}' \approx 110 \text{ см}^{-1}$. Полученные результаты представлены на рисунке 2. Сравнение проводилось по значению средней яркости свечения на одном и том же расстоянии от поверхности образца.

На глубине 20 мкм (на границе рогового и нижележащего слоев эпидермиса) отмечено наличие своеобразного депо, в котором концентрация вводимого препарата с течением времени может значительно превышать концентрацию препарата на поверхности кожи.

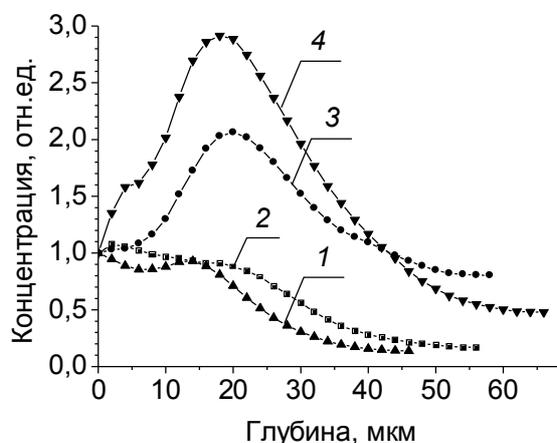


Рисунок 2 – Зависимость концентрации люминофора от глубины через 1 мин (1), 3 мин (2), 5 мин (3) и 10 мин (4) после нанесения

препарата на поверхность кожи

Этот факт необходимо учитывать при моделировании процесса проникновения препарата внутрь кожи.

Литература

1. Рыжевич, А.А. Введение препаратов в организм под действием лазерного излучения. Экспериментальная база, закономерности, область применения и перспективы развития лазерофореза / А.А. Рыжевич, Т.А. Железнякова, С.В. Солоневич. – Саарбрюккен: Lambert Academic Publishing, 2011. – 216 с. – ISBN 978-3-8433-1371-1.

2. Низкоинтенсивная лазерная терапия: Сборник трудов / под общ. ред. С.В. Москвина, В.А. Буйлина. – М.: ТОО «Фирма «Техника», 2000. – 724 с.

3. Каталог активных лазерных сред на основе растворов органических красителей и родственных соединений / под ред. академика АН БССР Б.И. Степанова. – Минск: ИФ АН БССР, 1977. – 239 с.

4. Тучин, В.В. Лазеры и волоконная оптика в биомедицинских исследованиях / В.В. Тучин. – Саратов: Изд-во Саратовск. ун-та, 1998. – 384 с.

**А.Н. Сердюков, Е.Б. Шершнев, Ю.В. Никитюк,
В.Ф. Шолох, С.И. Соколов**

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОГО ТЕРМОРАСКАЛЫВАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КВАРЦА

Введение

В последнее время стали активно проводится исследования управляемого лазерного термораскалывания различных кристаллов [1–2]. Актуальность данного направления работ обусловлена рядом недостатков традиционных способов обработки, к которым в первую очередь относятся значительные потери обрабатываемого материала, загрязнение рабочих поверхностей и низкое качество реза.

Особо перспективным представляется применение управляемого лазерного термораскалывания для разделения кристаллического кварца, используемого при изготовлении кварцевых кристаллических

элементов.

Изучению особенностей управляемого лазерного термораскалывания кристаллического кварца посвящены работы [3–4], в которых верно указывается на необходимость учета кристаллографической ориентации обрабатываемого материала при выборе соответствующих параметров обработки. Однако нужно отметить, что в данных работах акцентируется внимание лишь на анизотропии теплового расширения кристаллов кварца, при этом игнорируется зависимость от кристаллографического направления теплопроводности и упругих свойств данных кристаллов.

1. Постановка задачи для численного решения

Конечно-элементное моделирование процесса лазерного термораскалывания кристаллического кварца было выполнено в два этапа: на первом этапе выполнялся расчёт полей температур, а на втором этапе решалась задача о нахождении термоупругих напряжений, формируемых в результате воздействия лазерного излучения и хладагента на обрабатываемый материал [5]. Такая последовательность моделирования обеспечивает получение результатов в рамках несвязанной задачи термоупругости в квазистатической постановке [6].

При определении направления развития лазерной трещины, был использован критерий максимальных растягивающих напряжений, в соответствии с которым трещина распространяется в направлении, перпендикулярном действию максимальных растягивающих напряжений [7]. При этом учитывалось, что трещина прекращает свой рост в зоне напряжений сжатия.

Для расчетов плотность и удельная теплоемкость кристаллического кварца полагались соответственно равными $\rho = 2649 \text{ кг/м}^3$ и $C = 732 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$. При моделировании были учтены различия физических свойств кристаллического кварца в различных кристаллографических направлениях: коэффициент теплопроводности и коэффициент линейного термического расширения кристаллического кварца считались соответственно равными $\lambda_{\parallel} = 12,3 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, $\alpha_{\parallel} = 9\cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ вдоль оси симметрии третьего порядка Z и $\lambda_{\perp} = 6,8 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, $\alpha_{\perp} = 14,8\cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ в плоскости перпендикулярной оси Z . Для расчетов использовались следующие константы упругой жесткости: $C_{11} = 86,75\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{12} = 5,95\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{13} = 11,91\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{14} = -17,8\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{33} = 107,2\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{44} = 57,8\cdot 10^9 \text{ МПа}$, $C_{66} = 40,4\cdot 10^9 \text{ МПа}$ [8–10].

Расчеты проводились для квадратных пластин с геометрическими размерами $20\times 20\times 1,5 \text{ мм}$ и $20\times 20\times 0,75 \text{ мм}$. Радиус пятна лазерного излучения $R = 1,5 \text{ мм}$, мощность излучения $P = 50 \text{ Вт}$. Скорость

перемещения пластины относительно лазерного пучка и хладагента выбиралась равной $v = 5$ мм/с.

Расчет термоупругих полей, формируемых в монокристаллической кварцевой пластине в результате последовательного лазерного нагрева и воздействия хладагента, осуществлялся для пяти различных вариантов: I – трехмерный анализ среза zy , при перемещении лазерного пучка в направлении оси X ; II – трехмерный анализ среза ux , при перемещении лазерного пучка в направлении оси X ; III – трехмерный анализ среза ux , при перемещении лазерного пучка в направлении оси Z ; IV – трехмерный анализ среза xu , при перемещении лазерного пучка в направлении оси Y ; V – трехмерный анализ среза xu , при перемещении лазерного пучка в направлении оси Z . В соответствии с [10] для обозначения срезов использованы две буквы, обозначающие кристаллографические оси, вдоль которых расположен кристаллический элемент, при этом первая буква определяет, какая из осей направлена вдоль толщины образца.

2. Результаты конечно-элементного анализа

Результаты расчетов приведены в таблицах 1 и 2. Из анализа данных приведенных в таблице 1 следует, что максимальные значения температуры для всех расчетных режимов не превышают температуру плавления кристаллического кварца, что является необходимым условием для реализации хрупкого разрушения пластины под действием термоупругих напряжений.

В таблице 2 приведены расчетные значения максимальных по величине напряжений растяжения и сжатия, формируемые в зоне обработки при управляемом лазерном термораскалывании кристаллического кварца.

Таблица 1 – Расчетные значения максимальных температур в обрабатываемой пластине

Вариант	Максимальная температура в обрабатываемой пластине T , К	
	$h = 0,75$ мм	$h = 1,5$ мм
I	1546	1116
II	1468	1163
III	1523	1202
IV	1523	1202
V	1468	1163

Сравнительный анализ данных приведенных в таблице 2 с результатами работ [3–4] позволяет сделать вывод о том, что при

выборе режимов лазерного термораскалывания кристаллов кварца необходимо учитывать не только анизотропию теплового расширения данного материала, но также необходимо учитывать зависимость от кристаллографического направления теплопроводности и упругих свойств данных кристаллов. При этом существенное отличие вышеуказанных параметров от ориентации кристалла обуславливает необходимость осуществления дифференцированного нагрева при резке в различных кристаллографических направлениях.

Таблица 2 – Расчетные значения максимальных по величине напряжений растяжения и сжатия в зоне обработки

Вариант	Максимальные напряжения в зоне обработки σ_y , МПа	h = 0,75 мм	h = 1,5 мм
I	растяжения	83,8	42,9
	сжатия	641,9	414,2
II	растяжения	63,5	33,2
	сжатия	512,7	355,9
III	растяжения	85,1	56,2
	сжатия	607,3	459,1
IV	растяжения	93,1	73,0
	сжатия	628,5	480,8
V	растяжения	65,7	34,3
	сжатия	520,9	356,0

Заключение

В данной работе выполнено конечно-элементное моделирование процесса управляемого лазерного термораскалывания кристаллического кварца. На основании выполненных расчетов показана необходимость учета анизотропии свойств данного материала при выборе параметров обработки.

Литература

1. Наумов, А.С. Разработка технологии разделения приборных пластин на кристаллы: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.11.14 / А.С. Наумов; МГУПИ. – М. , 2007. – 20 с.
2. Сердюков, А.Н. Особенности управляемого лазерного термораскалывания кристаллического кремния / А.Н. Сердюков, С.В. Шалупаев, Ю.В. Никитюк // Кристаллография. – 2010. – Т. 55. – № 6. – С. 1180–1184.
3. Способ резки хрупких неметаллических материалов: пат. 2224648 РФ, МКИ 7 В28D5/00, С03В33/00/ В.С. Кондратенко, П.Д. Гиндин;

заявитель В.С. Кондратенко, П.Д. Гиндин. – №2002123517/03; заявл. 03.09.02; опубл. 27.02.04

4. Гиндин, П.Д. Разработка новых технологий и оборудования на основе метода лазерного управляемого термораскалывания для обработки деталей приборостроения, микро- и оптоэлектроники: автореф. дис. ... докт. техн. наук: 05.11.14 / П.Д. Гиндин; МГУПИ. – М., 2009. – 44 с.

5. Коваленко, Л.Д. Основы термоупругости / Л.Д. Коваленко. – Киев: Наукова думка, 1970. – 307 с.

6. Шабров, Н.Н. Метод конечных элементов в расчетах деталей тепловых двигателей / Н.Н. Шабров. – Л.: Машиностроение, 1983. – 212 с.

7. Карзов, Г.П. Физико-механическое моделирование процессов разрушения / Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, В.А. Шевцова. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.

8. Корицкий, Ю.В. Справочник по электротехническим материалам / Ю.В. Корицкий, В.В. Пасынков, Б.М. Тареева. – Л.: Энергоатомиздат, 1988. – 728 с.

9. Смагин, А.Г. Пьезоэлектричество кварца и кварцевые резонаторы / А.Г. Смагин, М.И. Ярославский. – М.: Энергия, 1970. – 488 с.

10. Глюкман, Л.И. Пьезоэлектрические кварцевые резонаторы / Л.И. Глюкман. – М.: Радио и связь, 1981. – 232 с.

Н.В. Тарасенко¹, А.В. Буцень¹, Г.П. Шевченко², Н.Н. Тарасенко¹

**¹ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

²НИИ ФХП БГУ, Минск, Беларусь

ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННАЯ МОДИФИКАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В РАСТВОРАХ

В последние годы большое внимание уделяется разработке способов получения наноразмерных частиц различного состава с узким распределением по размерам. Одним из путей решения этой проблемы может быть облучение синтезируемых частиц лазерными импульсами достаточной интенсивности [1]. Результат модификации частицы в поле лазерного излучения управляется совокупностью взаимосвязанных процессов взаимодействия лазерного излучения с частицей и релаксации возмущения при взаимодействии с окружающей средой. Поэтому для целенаправленного изменения морфологии и структуры

наночастицы необходимо управлять эффективностью этих процессов, что возможно, в частности, при вариации параметров зондирующего излучения.

Целью настоящей работы является выяснение влияния импульсного лазерного излучения УФ и видимого диапазона спектра на морфологию наноразмерных частиц серебра в растворах, содержащих в качестве стабилизаторов различные комплексоны (карбоксилированные амины).

В качестве объектов исследования использовались золи серебра, стабилизированные трилоном Б, НТА и ДТПА, которые получали по методике, предложенной в работе [2]. Для получения золь применяли растворы 0,1 М AgNO_3 , 0,008 М комплексона и 0,075 М NaOH . Процедура приготовления состояла из нескольких этапов. Сначала при комнатной температуре смешивали комплексон и щелочь до $\text{pH} = 12,5$. Полученный раствор термостатировали 20 минут при комнатной температуре и 10 минут при 80 °С. После этого к горячему раствору при интенсивном перемешивании добавляли раствор серебра, при этом появляется слабая желтая окраска. Полученный раствор перемешивали еще в течение 20 минут при 80 °С, после чего золь быстро охлаждали до комнатной температуры. Концентрация серебра в полученном золе составляла $1,1 \cdot 10^{-3}$ моль/л, а его $\text{pH} = 10,7$ (трилон Б).

Для исследования влияния лазерного облучения все коллоидные растворы подвергали воздействию 2-й и 4-й гармоники алюмоиттриевого лазера с энергией импульса 8–90 мДж (длина волны 532 нм, время облучения 3 мин, частота повторения импульсов 10 Гц). Свойства золь до и после облучения исследовались методами оптической спектроскопии и просвечивающей электронной микроскопии. Оптические спектры поглощения записывали на двухлучевом спектрофотометре “Сагу 500” в диапазоне длин волн 200–800 нм. Размер и форму частиц определяли на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125К с увеличением 40 000.

Спектроскопические исследования показали (рисунок 1), что в оптических спектрах исходных золь наблюдается широкая полоса поглощения с максимумом в области 420–430 нм. Согласно теории Ми, это может указывать на формирование золя, который содержит наночастицы серебра с широким распределением по размерам. Этот вывод подтверждается и результатами микроскопического исследования исходных золь (рисунок 2). После воздействия лазерного излучения с $\lambda = 532$ нм с плотностью энергии 450 мДж/см² средний размер частиц уменьшается до 10 нм (рисунок 2), а максимум поглощения серебра смещается с 426 нм до 409 нм.

Исследование влияния времени облучения на оптические свойства золь показало, что при длительном облучении золь наблюдается

насыщение: при увеличении времени воздействия не происходит каких-либо изменений в спектрах. Каждой плотности энергии лазерного излучения соответствует свой конечный размер модифицированных частиц. Для получения частиц меньшего размера необходимо изменить плотность энергии или длину волны излучения.

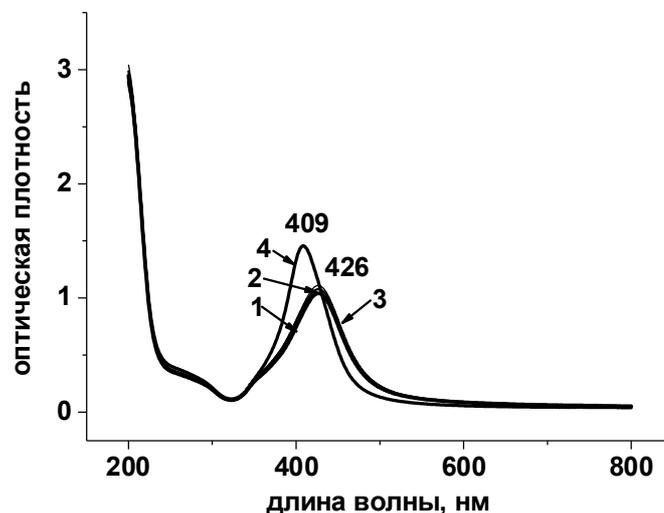


Рисунок 1 – Спектр поглощения золя трилон Б – серебро,
1 – исходный золь,

2 – после лазерного облучения на длине волны $\lambda = 266$ нм ($\tau = 3$ мин, $J = 40$ мДж/см²), 3 – после лазерного облучения на длине волны $\lambda = 532$ нм ($\tau = 3$ мин, $J = 40$ мДж/см²), 4 – после облучения лазером ($\lambda = 532$ нм, $\tau = 3$ мин, $J = 450$ мДж/см²)

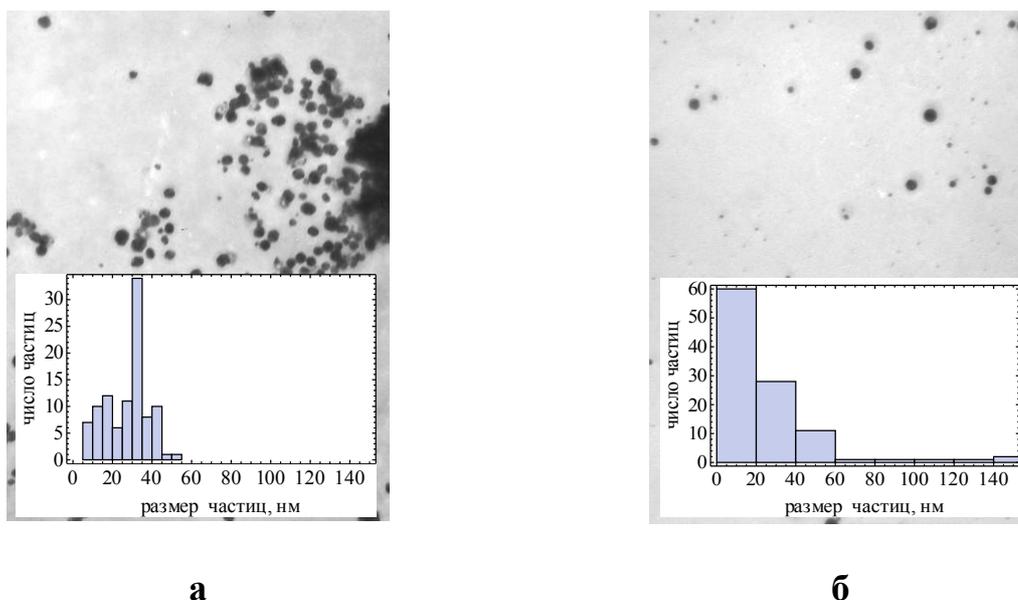


Рисунок 2 – Электронно-микроскопическое (ПЭМ) изображение и распределение по размерам частиц золя трилон Б – серебро до (а) и после (б) облучения ($\lambda = 532$ нм, $\tau = 3$ мин, $J = 450$ мДж/см²)

При исследовании влияния длины волны возбуждающего излучения было получено, что после облучения излучением на длине волны 266 нм не происходит существенного изменения размеров или формы наночастиц серебра, что подтверждает спектроскопическое исследование облученных зольей. Это можно объяснить тем, что при преобразовании второй гармоники в четвертую происходит значительное уменьшение энергии импульса: коэффициент преобразования обычно составляет порядка 8 %. Полученной энергии недостаточно для эффективного изменения размера наночастиц.

Лазерно-индуцированные эффекты наблюдались не только при воздействии излучения на приготовленные золи серебра с комплексонами, но и при облучении растворов исходных компонентов, в частности смеси ДТПА – Ag–NaOH. Указанный раствор готовили быстрым смешиванием при комнатной температуре 0,008 М раствора комплексона и 0,075 М раствора NaOH и добавлением к полученной смеси 0,1 М раствора AgNO₃, количество которого рассчитывали с учетом соотношения ДТПА:серебро=1:1.475 (концентрация золя 1·10⁻³ моль/л). В спектре поглощения приготовленной смеси практически отсутствует полоса поглощения с максимумом в области 400–420 нм. Затем отбирали по 3 мл раствора и облучали в течение 5 и 10 мин излучением лазера с длиной волны $\lambda = 532$ нм и плотностью энергии $J = 450$ мДж/см². После 5 минут облучения раствор приобретал соломенно-желтый цвет, а в спектре поглощения проявлялась интенсивная полоса плазмонного поглощения с $\lambda_{\text{max}} = 404$ нм, свидетельствующая о формировании наночастиц серебра с узким распределением частиц по размерам (рисунок 3). При увеличении времени воздействия интенсивность полосы поглощения возрастала, указывая на увеличение концентрации наночастиц в растворе. Возможным механизмом формирования наночастиц в данном случае является образование некоторого количества наночастиц при смешивании реагентов, которые при действии лазерного излучения способны разогреваться и инициировать процесс фотовосстановления ионов серебра в растворе. Таким образом, использование лазерного излучения для получения зольей серебра позволяет получать наночастицы малого размера с узким распределением по размеру, что является его преимуществом по сравнению с другими методами.

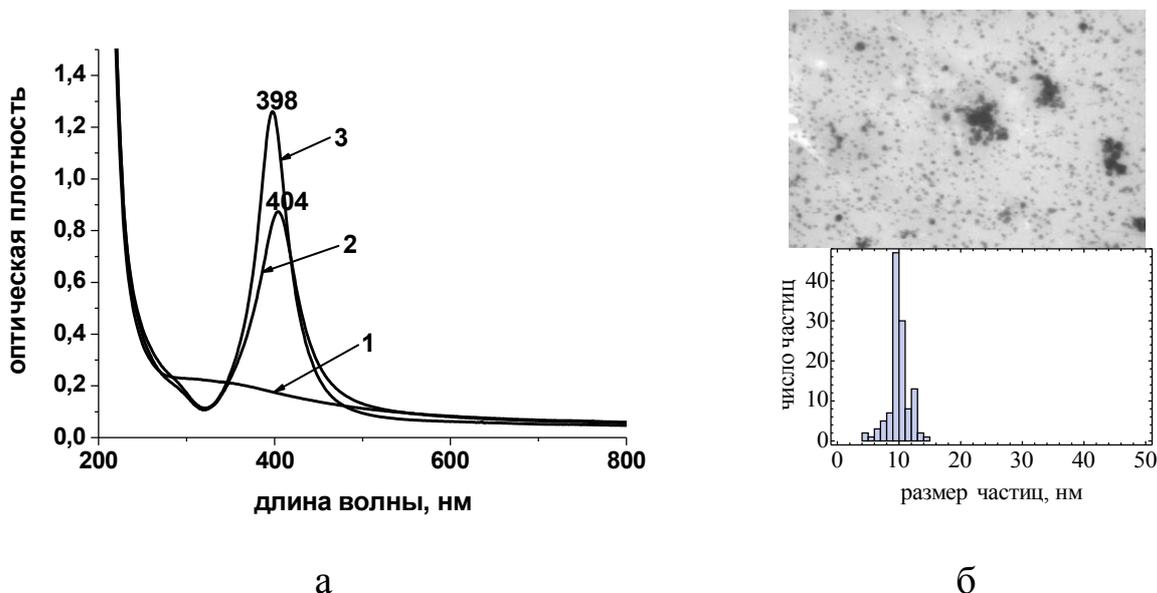


Рисунок 3 – а – спектр поглощения золей, полученных лазерным облучением раствора ДТПА–NaOH–Ag, где 1 – исходный раствор, 2 – раствор, после облучения в течение 5 мин ($\lambda = 532$ нм, $J = 450$ мДж/см²), 3 – раствор, после облучения в течение 10 мин; б – микрофотография и распределение по размерам частиц золя ДТПА – серебро, полученного облучением лазером ($\lambda = 532$ нм, 5 мин).

Литература

1. Тарасенко, Н.В. Лазерный синтез и модификация композитных наночастиц в жидкостях / Н.В. Тарасенко, А.В. Буцень // Квантовая электроника. – 2010. – Т. 40. – № 11. – С. 986–1003.
2. Fabrikanos, Von A. Darstellung stabiler hydrosol von gold and silber durch reduktion mit Äthylendiamintetraessigsäure / Von A. Fabrikanos, S. Athanassiou, K.H. Lieser // Z. Naturforschg. – 1963. – V. 18b. – P. 612–617.

Н.К. Толочко

УО «Белорусский государственный аграрный технический университет», Минск, Беларусь

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Введение

В последние годы все большее распространение получают

различные виды нанокomпозиционных покрытий (лакокрасочных, гальванических и др.), содержащих в качестве дисперсной фазы углеродные наноматериалы (УНМ) [1]. Введение УНМ в состав таких покрытий способствует повышению их функциональных свойств. При этом важным требованием, предъявляемым к покрытиям, является высокая степень дисперсности УНМ. Однако существующие на сегодняшний день методы синтеза УНМ далеко не всегда позволяют получать материалы, готовые к непосредственному использованию для получения покрытий. Поэтому продукты синтеза подвергаются диспергированию, чаще всего ультразвуковому (УЗ) как наиболее эффективному. Процессы УЗ диспергирования УНМ отличаются довольно сложным, до конца не изученным характером протекания. Эффективность этих процессов, т.е. достигаемая в ходе их реализации степень дисперсности УНМ зависит от целого ряда технологических параметров, а также от структурных характеристик обрабатываемого УНМ.

В данной работе обсуждаются закономерности УЗ диспергирования порошков УНМ, которые применялись для получения лакокрасочных покрытий.

1. Общая характеристика УЗ диспергирования

Синтез УНМ проводился путем обработки метано-воздушной смеси плазмой высоковольтного разряда атмосферного давления по методике, разработанной в ИТМО НАНБ. Синтезированный УНМ состоял из углеродных нановолокон и нанотрубок, а также графита (кроме того, он содержал аморфный углерод и металлический катализатор, которые удалялись в процессе последующей очистки – путем выжигания и вытравливания соответственно). В целом продукты синтеза представляли собой агрегаты в виде сложных сплетений нановолокон и нанотрубок, которые характеризовались изогнутой формой; в отдельных узлах сплетений нановолокон и нанотрубок имелись связки, представлявшие собой нанофрагменты графита (рисунок 1,а).

УНМ подвергался УЗ обработке. Она приводила к дроблению исходных крупных агрегатов на более мелкие, которые, также как и крупные, имели вид сплетений углеродных нановолокон и нанотрубок. Кроме того, наблюдался распад агрегатов на отдельные нановолокна и нанотрубки, которые при этом разламывались на части (рисунок 1,б).

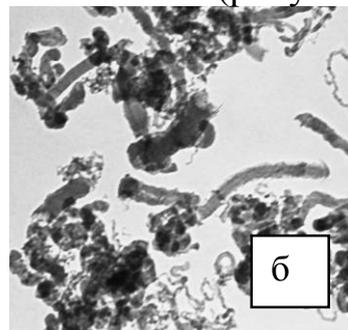
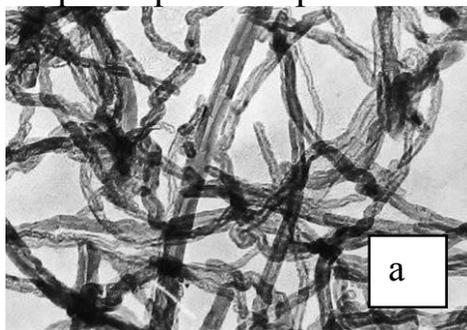


Рисунок 1 – УНМ после очистки (а) и УЗ обработки (б) ($\times 36\ 400$)

УНМ в ходе УЗ обработки могут испытывать как кавитационное разрушение, происходящее под действием микроударных волн и микропотоков, возникающих в результате захлопывания кавитационных пузырьков, так и гидроабразивное, происходящее при столкновении частиц, движимых акустическими течениями или микропотоками. При этом кавитационное разрушение должно играть доминирующую роль, так как характеризуется более сильным энергетическим воздействием на УНМ.

2. Физический механизм УЗ диспергирования

С учетом структурных особенностей УНМ можно выделить два различных вида процессов диспергирования, один из которых относится к графиту, другой – к нановолокнам и нанотрубкам. Поскольку графит весьма непрочен, то он подвергается диспергированию гораздо легче, чем нановолокна и нанотрубки. Соответственно, дробление агрегатов происходит в две стадии: на первой стадии они распадаются на фрагменты в результате разрушения графитовых связок в узлах сплетения нановолокон и нанотрубок, на второй – в результате разрушения самих нановолокон и нанотрубок.

Кинетику диспергирования графита можно рассматривать подобно кинетике химической реакции первого порядка [2]. При этом скорость разрушения графита пропорциональна количеству графита, оставшегося неразрушенным:

$$dm/dt = k(M - m), \quad (1)$$

где m и M – разрушенное и исходное количество графита, соответственно, k – константа скорости процесса диспергирования. Проведя ряд несложных преобразований, получаем уравнение кинетики диспергирования:

$$m = M[1 - \exp(-kt)]. \quad (2)$$

Особый интерес представляет рассмотрение механизма разрушения углеродных нановолокон и нанотрубок. Дело в том, что они обладают высокими прочностными характеристиками, которые проявляются в их способности сопротивляться деформированию и разрушению под действием внешних нагрузок [1]. Поэтому, казалось бы, они должны проявлять высокую стойкость к кавитационному воздействию. Однако, как показывают эксперименты, они в ходе УЗ обработки способны легко разламываться на части, что может быть объяснено с учетом особенностей строения как нановолокон, так и нанотрубок.

Структура нановолокон имеет вид последовательности вложенных

друг в друга конусообразных фрагментов. Обычно прочность нановолокон в местах сочленения фрагментов гораздо ниже прочности самих фрагментов, поэтому следует ожидать, что именно в этих местах будет происходить кавитационное разрушение нановолокон. В свою очередь, структура нанотрубок, для которых типична изогнутая форма, характеризуется наличием множества локтевых соединений, которые, являясь структурными дефектами нанотрубок, имеют пониженную прочность и, как следствие, могут быть в первую очередь подвержены кавитационному разрушению.

Очевидно, что нановолокна и нанотрубки разрушаются в результате разрывов межатомных связей соответственно в сочленениях конусообразных фрагментов и в локтевых соединениях, которые вызываются захлопыванием не всех кавитационных пузырьков, а только тех, которые способны оказывать на нановолокна и нанотрубку воздействие с энергией E , превышающей энергию связей. Тогда число пузырьков, захлопывающихся в единицу времени и при этом вызывающих разрыв связей, равно

$$N = N_0 \exp(-\alpha E), \quad (3)$$

где N_0 – общее число пузырьков, захлопывающихся в единицу времени и при этом оказывающих воздействие на сочленения конусообразных фрагментов или локтевые соединения, α – коэффициент. Если предположить, что каждый из N пузырьков вызывает разрыв n_s связей, то разрушение нановолокна или нанотрубки происходит при условии

$$N n_s = S, \quad (4)$$

где S – общее число связей в поперечном сечении сочленения конусообразных фрагментов или локтевого соединения. Число N определяется условиями УЗ обработки, а число S – структурными особенностями сочленений конусообразных фрагментов и локтевых соединений.

Так как УНМ разрушаются преимущественно по кавитационному механизму, то роль гидроабразивного механизма разрушения оказывается менее значительной. Действительно, в начале УЗ обработки концентрация наноагрегатов, характеризующихся большой дефектностью (малой прочностью), и, соответственно, частота их взаимных столкновений невелика. Как следствие, невелика и вероятность их столкновительного разрушения. Частота взаимных столкновений увеличивается со временем, когда исходные

наноагрегаты под действием кавитации распадаются на большое число более мелких, которые, однако, обладают низкой дефектностью, т. е. высокой прочностью. Поэтому вероятность их столкновительного разрушения опять-таки мала.

3. Технологические факторы УЗ диспергирования

Как отмечалось выше, эффективность УЗ диспергирования УНМ зависит от целого ряда технологических параметров процесса, прежде всего, параметров УЗ поля, свойств жидкой среды и продолжительности УЗ обработки.

Для обработки использовался ультразвуковой диспергатор типа УЗДН-1, который работал на частоте 22 кГц при потребляемой мощности 400 Вт и был снабжен излучателем типа ПМС 0,4-22. Обработка велась в этиловом спирте, который имеет достаточно высокую кавитационную активность и, к тому же, хорошо смачивает УНМ. Концентрация УНМ в суспензии при обработке составляла 0,1 % масс.

Продолжительность УЗ обработки в разных экспериментах варьировалась (от 0 до 60 мин). Анализ дифференциальных кривых распределения наночастиц по размерам в суспензии показывает, что с увеличением времени УЗ обработки максимум кривых сначала смещается влево, а затем вправо, т. е. доля мелких частиц сначала увеличивается, а затем уменьшается. Оптимальная продолжительность УЗ обработки (для данных экспериментов) составляла 20–40 мин. Полученные результаты объясняются тем, что при кратковременной УЗ обработке измельчение частиц является недостаточным и становится более значительным с увеличением времени обработки, однако при слишком длительной обработке развивается агрегация частиц с образованием крупных конгломератов.

Заключение

УЗ диспергирование УНМ является важной стадией технологического процесса получения наномодифицированных покрытий. Порошки УНМ, приготовленные по описанной методике, вводили (в количестве до 5 % масс) в состав лакокрасочных материалов на основе алкидного лака. Испытания покрытий из таких материалов показали, что они обладают повышенной твердостью и ударной прочностью, значения которых увеличиваются в 1,5 раза и выше с ростом содержания углеродных наночастиц.

Литература

1. Наноматериалы и нанотехнологии / Под ред. В.Е. Борисенко и Н.К.Толочко. – Мн.: Изд. центр БГУ, 2008. – 375 с.
2. Ультразвуковое диспергирование углеродных наноматериалов /

Н.К.Толочко, П.Г. Становой, С.А. Жданок, В.А. Крауклис //
Перспективные материалы. – 2008. – № 2. – С. 5–9.

Д.С. Умрейко², А.А. Зажогин¹, А.И. Комяк¹, С.Д. Умрейко¹

¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²НИИ ПФП имени А.Н. Севченко, Минск, Беларусь

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ ОКСИДОВ УРАНА ИЗ ШЕСТИВАЛЕНТНОГО УРАНА ПРИ ЛАЗЕРНОХИМИЧЕСКОМ АКТИВИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ

Как показали исследования последних лет [1, 2], установление закономерностей объединения атомов и молекул в нано-размерные кластеры, комплексы и агрегаты и умение контролировать условия такого объединения позволят сформировать большое количество новых нано- и микроструктур с наперед заданными свойствами. Наряду с развитием фундаментальных научных аспектов данного направления, огромное значение имеет разработка практических способов производства наноразмерных материалов. Поиск методов получения таких материалов требует знания процессов, происходящих внутри отдельных нано-размерных кластеров при изменении внешних (как физических, так и химических) условий.

Более четверти века назад было предложено применять распыленные в активной газовой среде мелкодисперсные урансодержащие частицы для преобразования ядерной энергии в энергию оптического излучения [3, 4]. Применение мелкодисперсных урансодержащих частиц по сравнению с традиционно применяющимися методами гетерогенной ядерной накачки активных газовых сред может повысить долю энергии, выносимой осколками деления из конденсированной фазы в газовую среду, в десять и более раз. Из-за чрезвычайно сложных технических проблем и жестких требований к ядерной безопасности при работе с радиоактивными аэрозолями экспериментально такой метод ядерно-оптического преобразования энергии практически не исследован, но работы в этом направлении ведутся [4].

В последнее время появился ряд работ показавших возможность использования диоксида урана для получения водорода и кислорода из воды [5, 6]. Для разложения воды при этом используется диоксид урана как псевдокатализатор, который понижает температуру процесса и позволяет разделить во времени процессы получения водорода и кислорода, что исключает вероятность образования гремучей смеси и необходимость выделения их из смеси. Влияющими параметрами при этом, кроме температуры и давления, являются также дисперсность частиц оксидов урана и развитость их поверхности.

Большое практическое значение для практики имеют физические

способы получения порошков, при которых образование частиц происходит в неравновесных условиях, что приводит к формированию ультрадисперсной структуры твердой фазы. Одним из перспективных способов получения нанопорошков оксидов урана может быть способ, основанный на процессе воздействия импульсов лазерного излучения на пористые тела, содержащие в себе различные соединения шестивалентного урана. В зависимости от состава соединений в данном способе возможно получение нанопорошков как чистых оксидов урана, так и нанопорошков композиционного состава.

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. В качестве источника абляции и возбуждения приповерхностной плазмы спектрометр включает в себя двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией (от 10 до 80 мДж) и интервалом между импульсами (от 0 до 100 мкс), работающий на длине волны 1064 нм.. Средняя длительность импульса 15 нс.

Различные гидраты нитратов уранила были получены непосредственно на поверхности и в объеме пористых тел. В качестве подложки использованы беззольные химические бумажные фильтры с размерами пор порядка 1,5–3 нм. Для получения осадков уранатов использовались водные растворы уранилнитрата $UO_2(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ и NH_4OH , которые наносились последовательно на фильтр.

Динамика процессов образования оксидов урана (интенсивность линии U II (385,958 нм) в плазме в зависимости от интервала между лазерными импульсами для различных энергий их приведена на рисунке 1, а на рисунке 2 приведены зависимости интенсивности ионной линии U II ($\lambda=385,958$ нм) в спектрах от энергии лазерных импульсов при различных интервалах между импульсами.

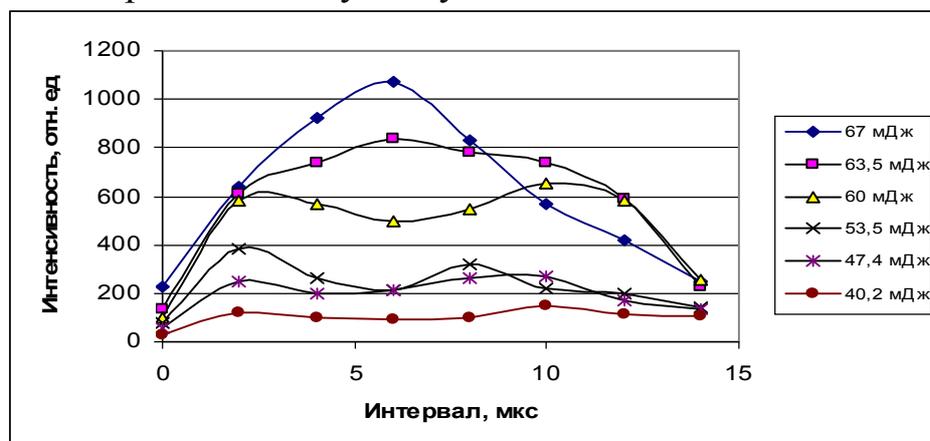
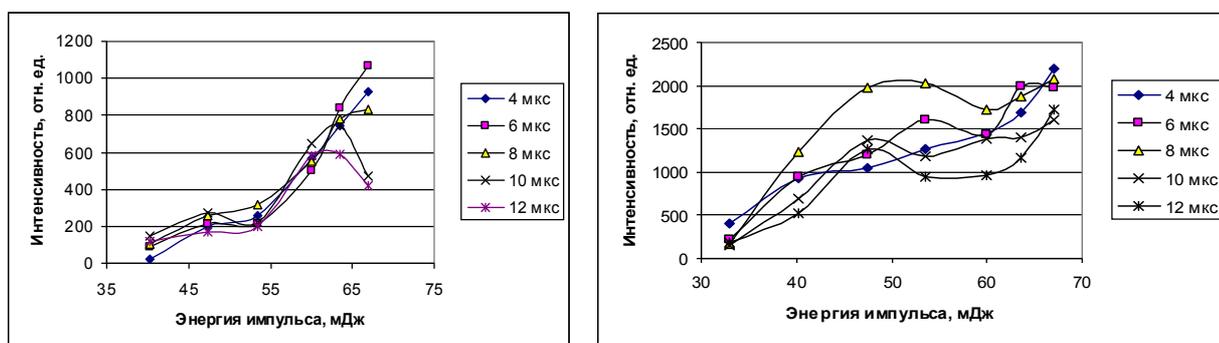


Рисунок 1 – Зависимость интенсивности ионной линии U II ($\lambda=385,958$ нм) в спектрах $UO_2(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ от интервала между лазерными импульсами для различных энергий их (в рамке)



а

б

Рисунок 2 – Зависимость интенсивности ионной линии U II ($\lambda=385,958$ нм)

в спектрах уранилнитрата (а) и уранатов (б) от энергии лазерных импульсов при различных между импульсных интервалах (в рамке)

Как видно из приведенных примеров наиболее оптимальным между импульсным интервалом является интервал 6–8 мкс. Диаметр пятна разрушения при воздействии сфокусированного излучения лазера составил 100 мкм. В результате на одну точку при концентрации 5 % приходится $2 \cdot 10^{-7}$ г исследуемого химического элемента, при концентрации $5 \cdot 10^{-1}$ % - $2 \cdot 10^{-8}$ г и т. д.

Полученные результаты на качественном уровне можно объяснить следующим образом. Вблизи поверхности образца с сухим остатком солей, содержащих в качестве компонентов металлы, пробой факела эрозионных металлических атомарных паров и нанокластеров происходит при небольшом превышении интенсивности лазерного излучения над значением, необходимым для образования факела.

При использовании режима сдвоенных импульсов на первичные процессы плазмообразования будут накладываться процессы нагрева и испарения аэрозолей, обусловленные действием второго импульса. Общая черта всех моделей, описывающих пробой в аэродисперсных средах, – нагрев и испарение аэрозольных частиц. Большинство авторов рассматривают аэрозольные частицы как фактор, облегчающий повторный пробой за счет развития электронной лавины в продуктах разрушения частиц.

Плазмохимический метод получения УДП (ультрадисперсный порошок) оксидов урана обеспечивает высокие скорости образования и конденсации соединения и отличается достаточно высокой производительностью. Кроме того, температура плазмы, доходящая до нескольких десятков тысяч градусов, определяет наличие в ней ионов, электронов, радикалов и нейтральных частиц, находящихся в возбужденном состоянии. Наличие таких частиц приводит к высоким

скоростям взаимодействия частиц и быстрому протеканию реакций (10^3 – 10^6 с). Высокая температура обеспечивает переход практически всех исходных веществ в газообразное состояние с их последующим взаимодействием и конденсацией продуктов.

Получение ультрадисперсных порошков в газоразрядной плазме характеризуется чрезвычайно высокими скоростями охлаждения высокотемпературного состояния реакционной системы, она существенно выше, чем в большинстве процессов химического получения ультрадисперсных порошков. Благодаря этому уменьшается размер образующихся частиц. Здесь следует отметить, что при изготовлении порошка диоксида урана он может иногда спонтанно окисляться с образованием оксидов с высоким кислородным коэффициентом. Вероятность спонтанного, или, как ещё называют в литературе, импульсного окисления порошка зависит от его активности, являющейся, прежде всего, функцией удельной поверхности и кислородного коэффициента. Порошок с малым размером частиц (с большой удельной поверхностью), или с низким кислородным коэффициентом более склонен к спонтанному окислению, чем более крупный порошок или порошок с повышенным отношением кислорода к урану. Так самопроизвольный разогрев и окисление порошка диоксида урана с полной удельной поверхностью более $3,5 \text{ м}^2/\text{г}$, находящегося в большой массе (например, в контейнере на воздухе), приводит к появлению фазы U_3O_7 или U_3O_8 , если окислено не менее 5 % порошка.

Выполненные спектроскопические исследования приповерхностной лазерной плазмы, образуемой вблизи поверхности пористого тела, содержащего нано количества соединений шестивалентного урана, при воздействии на нее двух последовательных лазерных импульсов показали перспективность использования лазернохимического метода получения нанокластеров оксидов урана в объеме и на поверхности пористого тела. Использование указанного метода для синтеза ультрадисперсных порошков может привести к дополнительным возможностям прикладного использования энергии лазерного излучения.

Литература

1. З.Р. Исмагилов, С.В. Кунцевич, В.В. Кузнецов, Н.В.Шикина, М.А. Керженцев, В.А. Рогов, В.А. Ушаков // Кинет. катал. – 2007. – Т. 48. – № 4. – С. 544–553.
2. И.С. Курина, В.В. Попов, В.Н. Румянцев, В.В. Попов, В.Н. Румянцев // Атомная энергия. – 2006. – Т. 101. – № 5. – С. 347–351.
3. G.H. Miley, D. McArthur, R. DeYuong, M. Prelas // Fission reactor pumped laser: History and prospects: Proceedings Conferences 50 Years with

nuclear fission. Washington 25–28 April. – Pub. American Nuclear Society. – 1989. – P. 333.

4. М.В. Боховко А.П. Будник, И.В. Добровольская, В.Н.Кононов, О.Е. Кононов. – 1998. – Т. 24. – № 14. – С. 1620–1625.

5. Троценко, Н.М / Н.М. Троценко, И.А. Белов, Ф.С. Бочагин // Атомная энергия. – 2009. –Т. 106. – № 2. – С. 76–79.

6. Троценко, Н.М. / Н.М. Троценко, А.Ф. Чабак, В.Н. Косяков //Альтернативная энергетика и экология. – 2007. – Т. 47. – № 3. – С. 108–111.

Д.С. Умрейко², А.А. Зажогин¹, А.И. Комяк¹, С.Д. Умрейко¹

¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²НИИ ПФП имени А.Н. Севченко, Минск, Беларусь

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ ОКСИДОВ УРАНА ИЗ УРАНАТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СДВОЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Катализаторы и каталитические технологии являются структурно-образующей основой современной химической, нефтехимической и многих других отраслей промышленности. Эффективностью катализаторов определяется уровень энергетических, материальных и капитальных затрат, экология производства, конкурентоспособность продукции. Известно, что внедрение лучших по характеристикам катализаторов на порядок, а то и два эффективнее других технических усовершенствований. Так в работе [1] выполнены исследования ураноксидных катализаторов, нанесенных на различные материалы, их физико-химических каталитических свойств в реакциях окисления метана, бутана и хлорбензола. Показано, что с повышением температуры термообработки до 1000 °С активный компонент катализатора U/Al_2O_3 переходит в нанодисперсное состояние, что приводит к значительному увеличению его каталитической активности в реакциях окисления.

Как показали многочисленные исследования последних лет, установление закономерностей объединения атомов и молекул в наноразмерные кластеры, комплексы и агрегаты и умение контролировать условия такого объединения позволят сформировать большое количество новых нано- и микроструктур с наперед заданными свойствами. Наряду с развитием фундаментальных научных аспектов

данного направления, огромное значение имеет разработка практических способов производства наноразмерных материалов. Поиск методов получения таких материалов требует знания процессов, происходящих внутри отдельных нано-размерных кластеров при изменении внешних (как физических, так химических) условий.

Большое практическое значение для практики имеют физические способы получения порошков, при которых образование частиц происходит в неравновесных условиях, что приводит к формированию ультрадисперсной структуры твердой фазы [2]. Одним из перспективных способов получения нанопорошков оксидов урана может быть способ, основанный на процессе воздействия импульсов лазерного излучения на пористые тела, содержащие в себе различные соединения уранатов (аммония, натрия). В зависимости от состава соединений в данном способе возможно получение нанопорошков как чистых оксидов урана, так и нанопорошков композиционного состава.

Уранаты различного состава были получены непосредственно на поверхности и в объеме пористых тел. В качестве подложки использованы беззольные химические бумажные фильтры с размерами пор порядка 1,5–3 нм. Для получения осадков уранатов использовались водные растворы уранилнитрата $UO_2(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ и гидроокиси (NH_4OH , $NaOH$), которые наносились последовательно на фильтр. Относительные концентрации гидроокисей и уранилнитрата были выбраны в отношении 1,0; 1,5; 2,0; 2,5; 3,0; 4,0 при которых согласно данных работ [3, 4] образуются следующие комплексы урана: $UO_2(OH)NO_3$, $UO_2(NO_3)_2 \cdot 3UO_2(OH)_2$; $UO_2(OH)_2$; $Na_2U_7O_{22}$; $Na_2U_4O_{13}$; $Na_2U_2O_7$ и Na_2UO_4 и аналогичные для NH_4OH . Следует здесь отметить, что количество образующихся форм соединений намного больше, чем указано выше. Так, к примеру, для уранатов цезия этот ряд насчитывает более 10 форм соединений $UO_2(OH)NO_3$, $UO_2(OH)_2$, Cs_2UO_4 , $Cs_2U_2O_7$, $Cs_2U_4O_{12}$, $Cs_2U_4O_{13}$, $Cs_2U_5O_{16}$, $Cs_2U_5O_{17}$, $Cs_2U_6O_{18}$, $Cs_2U_7O_{22}$, $Cs_2U_9O_{27}$, $Cs_2U_{15}O_{46}$. В связи с этим для более подробного изучения влияния гидроокиси натрия на образования комплексов уранатов натрия были добавлены соотношения 0,5 ; 4,5; 5,0; 5,5.

Система «уран – кислород» представляет собой одну из самых сложных двойных систем. Три оксида урана – диоксид UO_2 , закись-окись U_3O_8 и триоксид UO_3 известны уже более ста лет. Исследования последних лет показали, что возможно существование монооксида UO , а также таких соединений урана с кислородом, как U_4O_9 , U_3O_7 , U_2O_5 и что эти соединения, как и три ранее известных оксида, не являются стехиометрическими, и в действительности существует разнообразие нестехиометрических форм. Было показано существование в системе $U-O$ нескольких фаз.

При изучении системы «уран–кислород» обнаружено несколько гомогенных областей с переменным составом урана и кислорода. Одна из таких областей лежит, например, между составами UO_2 – $UO_{2,25}$. Существование стабильной фазы монооксида урана не доказано. В системе U–O особый интерес представляет и область $UO_{2,25}$... $UO_{2,67}$, где достоверно идентифицирован ряд фаз, часть из которых являются весьма устойчивыми – гептаоксиды триурана. Несмотря на многочисленные исследования метастабильных фаз, их структура на сегодняшний день достаточно точно не установлена [5].

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. В качестве источника абляции и возбуждения приповерхностной плазмы спектрометр включает в себя двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (от 10 до 80 мДж), так и временного интервала между импульсами (от 0 до 100 мкс). Средняя длительность импульса ≈ 15 нс.

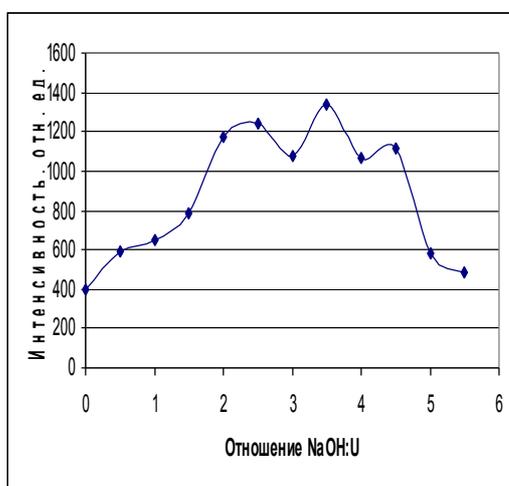
Динамика развития процессов абляции и приповерхностного плазмообразования исследовалась методом атомно-эмиссионной многоканальной спектроскопии при воздействии сдвоенных лазерных импульсов на поверхность пористых образцов с растворами солей уранатов натрия различной концентрации в атмосфере воздуха при энергии импульсов излучения 63 и 46 мДж (соответственно первый и второй импульсы) и временном интервале между сдвоенными импульсами от 0 до 20 мкс.

В качестве модельных систем для закрепления сухих остатков растворов солей металлов нами выбраны беззольные фильтры (синяя лента) – диаметр пор 1–2 нм. Для проведения экспериментов кусочек фильтра размером 8x8 мм² наклеивался на поверхность держателя образцов, а затем на поверхность фильтра последовательно наносились растворы солей уранилнитрата и гидроокисей различной концентрации, согласно вышесказанному.

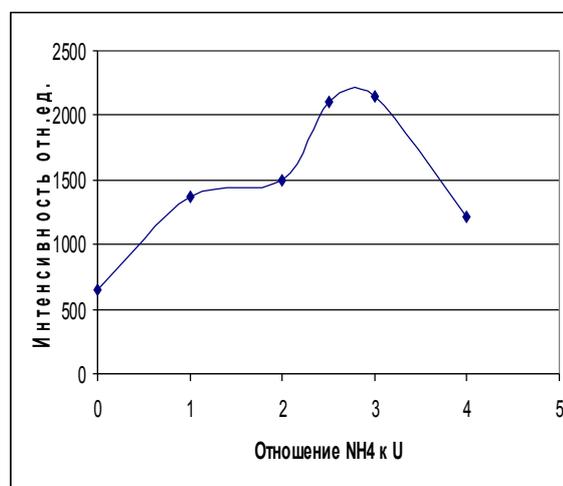
При проведении исследований на фильтры было нанесено по 20 мкл раствора исследуемого элемента с концентрацией урана 1 %. Синтез оксидов проводился при облучении мишеней сфокусированным лазерным излучением (диаметр пятна облучения ≈ 100 мкм, средняя плотность мощности облучения 10^9 Вт/см²). Цвет пятна после облучения мишени с концентрацией урана 1 % сероваточерный. Образующий продукт по цвету ближе всего к диоксиду урана UO_2 и U_3O_8 . Для меньших концентраций цвет пятен менее контрастен.

На рисунке 1,а представлена зависимость максимальной

интенсивности линии урана в спектрах солей от отношения количества NaOH к U. Как видно из приведенного графика наблюдается определенная закономерность между интенсивностью линии и количеством добавленного гидроксида натрия.



а



б

Рисунок 1 – Зависимость интенсивности ионной линии U II ($\lambda=385,958$ нм) в спектрах от отношения добавленного количества гидроокисей к урану: а – NaOH; б – NH₄

Аналогичные закономерности наблюдаются и в случае соединений уранатов аммония (см. рисунок 1,б).

Из сравнения приведенных на рисунке 1 и риунке 2 результатов видно, что величины интенсивностей линии для указанных солей располагаются в соответствии с рядом: $3,5 > 2,5 > 2 > (3, 4, 4,5) > 0$ и т. д. Сопоставляя результаты, представленные на рисунках, с данными, приведенными в таблице 1 для ряда родственных соединений уранатов видно, что с увеличением прочности соединений уранатов интенсивность линии в их спектрах увеличивается.

Таблица 1 – Энтальпия образования различных соединений уранатов

Соединение	UO ₂ (NO ₃) ₂	Rb ₂ UO ₄	Na ₂ U ₂ O ₇	Cs ₂ U ₄ O ₁₂	Cs ₂ U ₇ O ₂₂	UO ₂ (OH) ₂
-ΔH _{f, 298} ⁰ , кДж/моль	1377,0	1920,6	3196,6	5570,0	9430,0	1539,0

Как видно из сравнения приведенных рисунков интенсивность линии в спектрах наиболее прочных соединений в несколько раз выше, чем в спектрах уранилнитрата, и примерно пропорциональна

количественному изменению энтальпии образования их.

Таким образом, выполненные спектроскопические исследования приповерхностной лазерной плазмы, образуемой вблизи поверхности пористого тела, содержащего микро- и нано количества уранатных солей урана, при воздействии на нее двух последовательных импульсов (интервал 0–20 мкс) показали перспективность использования метода лазернохимического получения нанокластеров оксидов урана из уранатов в объеме пористого тела. Интенсивность линий увеличивается в несколько раз при практически таком же увеличении энтальпии образования соединений. Следовательно, использование указанных режимов работы перспективно для использования их и с целью повышения чувствительности атомно-эмиссионного спектрального анализа урана.

Литература

1. Катализатор, способ его приготовления и способ получения синтез-газа из метана / З.Р. Исмагилов, В.В. Кузнецов, Н.В. Шикина и др. // Заявка №2007145375, приоритет от 29.10.2008.
2. Курина, И.С. / И.С. Курина, В.В. Попов, В.Н. Румянцев // Атомная энергия. – 2006. – Т. 101. – № 5. – С. 347.
3. Шевченко, В.Б. Технология урана / В.Б. Шевченко, Б.Н. Судариков. – М., 1961. – С. 250–253.
4. Ипполитова, Е.А. Исследования в области химии урана / Е.А. Ипполитова, Н.И. Печурова, Е.Н. Грибенник. – М.: Изд. МГУ, 1961. – С. 96–107.
5. Петрунин, В.Ф. / В.Ф. Петрунин, А.Ф. Федотов // Научная сессия МИФИ. – 2006. – Т. 9. – С. 198.

М.А. Ходасевич, Г.В. Сеницын, Ю.А. Варакса

**ГНТ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

ТОЧНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОПТИЧЕСКИМИ ДАТЧИКАМИ НА ОСНОВЕ ОТНОШЕНИЯ ИНТЕНСИВНОСТЕЙ ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ПОЛОС ФЛУОРЕСЦЕНЦИИ

Введение

Температура является одним из важнейших параметров многих физических и технологических процессов. Наряду с традиционными приборами, такими как термопары и пирометры, все шире применяются

новые, в частности, оптические устройства для измерения температуры. Интерес к ним обусловлен растущими требованиями к точности диагностики в условиях массового производства и агрессивных условий окружающей среды. Оптические диагностические технологии привлекают внимание присущими им высокой чувствительностью, быстрым откликом, легкостью организации дистанционных измерений, устойчивостью к электромагнитным помехам, высоким температурам и давлениям, работоспособностью при высоких уровнях ионизирующего излучения, возможностью измерения нескольких физических параметров. Среди оптических температурных датчиков выделяются волоконные сенсоры, при работе которых могут использоваться температурные зависимости показателя преломления волокна, энергетической светимости черного тела, времени жизни возбужденного состояния флуоресцентных активаторов, а также соотношения интенсивностей флуоресценции с двух близко расположенных уровней энергии активатора.

1. Оптические датчики на основе отношения интенсивностей флуоресценции

Одним из перспективных типов оптических флуоресцентных датчиков температуры являются сенсоры, основанные на измерении отношения мощности флуоресценции активатора с двух температурно связанных уровней (fluorescence intensity ratio – FIR). Среди достоинств таких датчиков можно выделить более высокую чувствительность, чем у других видов флуоресцентных датчиков, независимость от флуктуаций уровня сигнала накачки, более простую схемотехнику детектирующей электроники, нежели у датчиков на основе времени затухания флуоресценции.

На рисунке 1 показана схема уровней энергии флуоресцирующих центров, используемых при измерении температуры в FIR датчике.

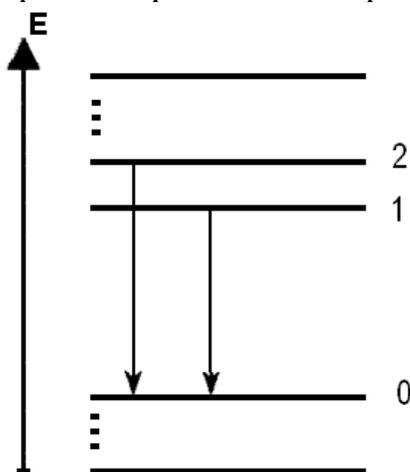


Рисунок 1 – Схема энергетических уровней для датчика на основе измерения отношения интенсивностей флуоресценции

с двух температурно связанных уровней

Рабочие уровни, между которыми происходят используемые датчиком излучательные переходы, пронумерованы как 0 – нижний рабочий уровень, и 1, 2 – верхние рабочие уровни. В результате оптической накачки и безызлучательных переходов часть активных центров оказывается на уровнях 1 и 2, между которыми устанавливается квазиравновесное соотношение заселенностей. Переходы 2→0 и 1→0 являются излучательными. Отношение интенсивностей флуоресценции с этих уровней определяется выражением [1]:

$$R_0 = \frac{N_2}{N_1} = \frac{I_{20}}{I_{10}} = \frac{A_{20}V_{20}}{A_{10}V_{10}} \exp\left(-\frac{\Delta E}{kT}\right) = B \exp\left(-\frac{\Delta E}{kT}\right) \quad (1)$$

Отсюда

$$T = -\frac{\Delta E}{k \ln(R_0 / B)} \quad (2)$$

Здесь $B = \frac{A_{20}V_{20}}{A_{10}V_{10}}$ – константа, ΔE – энергетический зазор между двумя верхними рабочими уровнями, k – постоянная Больцмана, N_i – заселенность уровня, I_{ij} – мощность флуоресценции при переходе с уровня i на уровень j , A_{ij} – вероятность излучательного перехода с уровня i на уровень j , ν_{ij} – частота перехода, T – температура.

Помимо активированного волокна (или оптической головки из активированного прозрачного материала), флуоресцентный датчик включает регистрирующую систему, имеющую два фотодиода с оптическими узкополосными пропускающими фильтрами, позволяющими выделять каждую из полос флуоресценции, и электронный блок, осуществляющий усиление измеренных сигналов, вычисление отношения зарегистрированных интенсивностей и определение значения температуры.

Формула (2), которой обычно пользуются при рассмотрении флуоресцентных датчиков, в простой форме демонстрирует связь между отношением мощностей флуоресценции и температурой среды. Однако вследствие близкого расположения уровней 1 и 2 может иметь место перекрытие полос флуоресценции. Перекрытие полос флуоресценции влияет на значения измеренных фотодиодами мощностей флуоресценции по сравнению с учитываемыми формулой (1). Для учета влияния перекрытия полос флуоресценции мы модифицировали соотношение (2) следующим образом:

$$T = - \frac{\Delta E}{k \ln \left(\frac{1}{B} \frac{Rn_1 - m_2}{n_2 - Rm_1} \right)}. \quad (3)$$

Здесь R – отношение мощностей сигналов с фотодетекторов, n_1 – доля мощности, излучаемой в длинноволновой (соответствующей переходу $1 \rightarrow 0$) полосе люминесценции, проходящая через длинноволновой фильтр, m_1 – доля мощности, излучаемой в коротковолновой (соответствующей переходу $2 \rightarrow 0$) полосе люминесценции, проходящая через длинноволновой фильтр, n_2 – доля мощности, излучаемой в коротковолновой полосе люминесценции, проходящая через коротковолновой фильтр, m_2 – доля мощности, излучаемой в длинноволновой полосе люминесценции, проходящая через коротковолновой фильтр.

При выборе активной среды с большим энергетическим зазором между рабочими уровнями или при температурном тушении малая мощность флуоресценции с верхнего рабочего уровня может приводить к необходимости учета шумов электронной подсистемы и флуктуаций мощности флуоресценции, обусловленных случайным характером высвечивания отдельных центров.

2. Теоретическая погрешность измерения температуры датчиком на основе отношения интенсивностей перекрывающихся полос флуоресценции

На основе соотношения (3) нами получена формула для погрешности измерения температуры оптическим сенсором с перекрытием полос флуоресценции:

$$\Delta T = \frac{kT^2}{\Delta E} \frac{n_1 n_2 - m_1 m_2}{(W_1 m_2 - W_2 n_1)(W_2 m_1 - W_1 n_2)} (W_1 \Delta W_2 + W_2 \Delta W_1). \quad (4)$$

Здесь W_1 и W_2 – значения измеряемой мощности флуоресценции в соответствующих каналах детектирования, ΔW_1 , ΔW_2 – погрешности измерения мощности флуоресценции в соответствующих каналах, определяемые электронной системой детектирования и статистическим характером флуоресценции.

С учетом пуассоновского характера статистики излучения активных центров оптические шумы, обусловленные случайным характером высвечивания, можно учесть с помощью следующего выражения:

$$\Delta W_o = \sqrt{\frac{hc}{\lambda} W}, \quad (5)$$

где h – постоянная Планка, c – скорость света, λ и W – длина волны и мощность излучения флуоресценции, попадающего на детектор.

При рассмотрении шумов электронной подсистемы мы учитываем темновой ток, тепловой и дробовой шум детектора. Шумовой ток мы находим с помощью следующего выражения [2]:

$$I_{noise} = \sqrt{I_{dark}^2 + \frac{4kT_d \Delta f}{R_f} + 2e(I_{ph} + I_{dark}) \Delta f} . \quad (6)$$

Здесь I_{dark} – темновой ток детектора, T_d – температура детектора, Δf – рабочая полоса частот детектора, R_f – сопротивление обратной связи детектора, I_{ph} – фототок детектора, e – заряд электрона.

Фототок детектора:

$$I_{ph} = \frac{\eta e \lambda}{hc} W , \quad (7)$$

где η – квантовая эффективность фотодиодов.

Наличие на детекторе шумового фототока I_{noise} эквивалентно тому, что на входе детектора имеется шумовой оптический сигнал:

$$\Delta W_e = \frac{hc}{\eta e \lambda} I_{noise} . \quad (8)$$

Общая мощность эквивалентного оптического шума в каждом из каналов:

$$\Delta W = \sqrt{\Delta W_o^2 + \Delta W_e^2} . \quad (9)$$

3. Моделирование точности измерения температуры флуоресцентным датчиком

Используя приведенные выше выражения, мы провели моделирование датчика температуры на основе перекрывающихся полос флуоресценции и сравнили полученную точность измерения температуры с точностью измерения температуры, полученной без учета перекрытия полос.

Центральные длины волн полос флуоресценции считались равными 526 нм и 549 нм, что соответствует апконверсионной флуоресценции [3, 4] переходов ${}^2H_{11/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ и ${}^4S_{3/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ ионов эрбия [5], активно исследуемых для применения в оптических температурных сенсорах, в матрице из силикатного стекла. Ширина окон прозрачности фильтров, в соответствии с [2], принималась равной 10 нм, центры окон прозрачности совпадали с центральными длинами волн полос флуоресценции. Интегральная мощность флуоресценции при 25 °С

полагалась равной 100 мкВт, значения R_f , I_{dark} , Δf выбирались в соответствии с приведенными в [2]. Для проведения расчетов форму огибающей полосы флуоресценции мы считали гауссовой, ширина полос, исходя из данных [5], была выбрана равной 7 нм (для полосы 549 нм) и 6 нм (для полосы 526 нм). В таком случае точность измерения температуры при 25 °С, рассчитанная с помощью выражения (5), составила $\approx 0,01$ °С. При повышении температуры до 450 °С мощность апконверсионной флуоресценции падает примерно в 10 раз [5]. В этом случае расчетная точность измерения температуры составила $\approx 0,1$ °С.

Заключение

В работе получено выражение для погрешности измерения температуры датчиком на основе перекрывающихся полос флуоресценции. На модельном примере полос с гауссовой формой и остальными параметрами, соответствующими апконверсионной флуоресценции ионов эрбия, показано, что точность измерения температуры составляет $\approx 0,01$ °С при мощности флуоресценции 100 мкВт. При повышении температуры до 450 °С точность падает до $\approx 0,1$ °С.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, грант Ф10Р-157.

Литература

1. Rai, V. K. Temperature sensors and optical sensors / V. K. Rai // Applied Physics B. – 2007. – Vol. 88. – P. 297–303.
2. Paez, G. Erbium-Doped Optical Fiber Fluorescence Temperature Sensor with Enhanced Sensitivity, a High Signal-to-Noise Ratio, and a Power Ratio in the 520-530- and 550-560-nm Bands / G. Paez, M. Strojnik // Applied Optics. – 2003. – Vol. 42. – P. 3251–3258.
3. Li, C. Application to Temperature Sensor Based on Green Up-Conversion of Er^{3+} Doped Silicate Glass / C. Li, B. Dong, C. Ming, M. Lei // Sensors. – 2007. – Vol. 7. – P. 2652–2659.
4. Riedener, T. Upconversion mechanisms in Er^{3+} -doped Ba_2YCl_7 / T. Riedener, P. Egger, J. Hulliger, H.U. Güdel // Phys. Rev. B. – 1997. – Vol. 56. – P. 1800–1808.
5. Ходасевич, М. Активированная наностеклокерамика для люминесцентных датчиков температуры. Оптимизация концентрации ионов активаторов и режимов вторичной термообработки разрабатываемых наностеклокерамик / М. Ходасевич, Ю. Варакса, С. Коваль // Отчет о научной работе. – Минск, Институт физики. – № госрегистрации 20102252. – 2011. – 6 кв.

**Н.Х. Чинь¹, А.Л. Танин², И.Д. Пашковская², Ж.И. Булойчик¹,
Н.И. Нечипуренко²**

**¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
²РНПЦ неврологии и нейрохирургии, Минск, Беларусь**

**РАЗРАБОТКА МЕТОДИК АНАЛИЗА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ
МАКРОЭЛЕМЕНТОВ ПО ПОВЕРХНОСТИ
ВЫСОХШИХ КАПЕЛЬ БЕЛКА
МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ИСКРОВОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ**

Процессы, протекающие при высыхании капли биологической жидкости на твердой смачиваемой подложке при комнатных условиях, привлекают пристальное внимание исследователей уже несколько десятков лет [1]. Интерес к этим объектам вызван, прежде всего, тем, что в последние годы в медицинской диагностике нашел применение метод клиновидной дегидратации [2]. Метод позволяет на основании анализа структур, образовавшихся при высыхании капли биологической жидкости (плазма крови, спинномозговая жидкость, слюна и т. д.), выявлять широкий набор различных заболеваний. Этот метод обладает неоспоримыми достоинствами для диагностики различных заболеваний человека на доклинической стадии.

Основным недостатком классического метода анализа структур является то, что процесс распознавания характера структурирования биологических жидкостей происходит качественно, а не количественно, и в большой мере зависит от опыта и навыка врача-исследователя при прочтении изображения фации. В связи с этим, для создания новых инструментальных методов оценки пространственного распределения неорганических солей в фации и далее для выбора интегральных критериев оценки состояния организма важно понимание основных закономерностей развития пространственно-временных событий в высыхающих и высохших каплях.

Механизмы переноса коллоидных частиц в высыхающих каплях в настоящее время достаточно хорошо изучены как теоретически, так и экспериментально [3]. При высыхании капли биологической жидкости протекает множество разнообразных процессов различной природы от нано- до макроуровня. В частности, происходит перераспределение компонентов: белок накапливается преимущественно по краям капли, в то время как соли распределены по диаметру капли более или менее равномерно [2, 4, 5].

Однако до сих пор нет полной ясности относительно химического состава периферической и центральной части высушенных капель.

В настоящей работе с целью разработки методик оценки пространственного распределения элементов в фациях нами проанализировано влияние количества добавленного кальция, как основного макроэлемента биологических жидкостей на перераспределение ряда элементов (Mg, Zn, Al) при высыхании капли яичного альбумина.

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. Спектрометр включает в себя в качестве источника возбуждения плазмы двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (от 10 до 80 мДж), так и временного интервала между импульсами (от 0 до 100 мкс). Лазер может работать с частотой повторения импульсов до 10 Гц и максимальной энергией излучения каждого из сдвоенных импульсов до 80 мДж на длине волны 1064 нм. Длительность импульсов \approx 15 нс. Временной сдвиг между сдвоенными импульсами может изменяться с шагом 1 мкс. Экспериментально исследованы образцы высушенных растворов яичного альбумина с добавкой некоторых солей металлов с помощью лазерного излучения.

Методики исследования и пробоподготовки

Динамика развития процессов абляции и приповерхностного образования плазмы исследовалась методом атомно-эмиссионной многоканальной спектрометрии при воздействии сдвоенных лазерных импульсов на поверхность высушенных образцов альбумина с добавленными растворами хлоридов кальция различной концентрации (0,1 и 1 % Ca) в атмосфере воздуха при энергиях импульсов 20–60 мДж и между импульсными интервалами 0–15 мкс. На основании проведенных исследований были определены наиболее оптимальные параметры воздействия: энергии импульсов излучения 58 и 42 мДж (первый и второй импульсы, соответственно), временной интервал между сдвоенными импульсами 8 мкс.

В качестве объекта исследования выбран яичный белок. Неразбавленный белок куриного яйца представляет собой 10 %-ный раствор белка, так как он содержит: 88 % воды, 1 % углеводов, 0,5 % минеральные вещества, остальное – собственный белок. При этом примерно 70 % яичного белка составляет альбумин, который легко отделяется от глобулинов. При десятикратном разведении яичного белка дистиллированной водой глобулины выпадают в осадок, а альбумин остается в растворе. В результате концентрация альбумина в растворе составляет \sim 0,5 % [6]. Такой раствор в дальнейшем и использовался в работе.

Каплю 0,5 % раствора альбумина с добавленным определенным количеством хлорида кальция наносили на полиэтиленовую подложку с помощью микропипетки. Объем капли составлял 10 мкл. Процесс сушки проходил при температуре 20–25 °С и относительной влажности воздуха 60–65 % в течение 20–24 часов. Диаметр капель на поверхности полиэтиленовой подложки 5–7 мм. Средняя толщина ~ 0,7 мм. Использование предметного стекла, широко используемого в микроскопии в качестве подложки [3], в лазерном атомно-эмиссионном методе исключается из-за наличия в самом стекле большинства исследуемых элементов.

На рисунке 1 представлена зависимость интенсивности линий кальция, магния, алюминия и цинка в спектрах высушенных капель альбумина при добавке хлорида кальция (концентрация Ca – 0,1 %). По диаметру капли проводился анализ в 10 точках. На рисунке представлены суммарные результаты по 4 каплям.

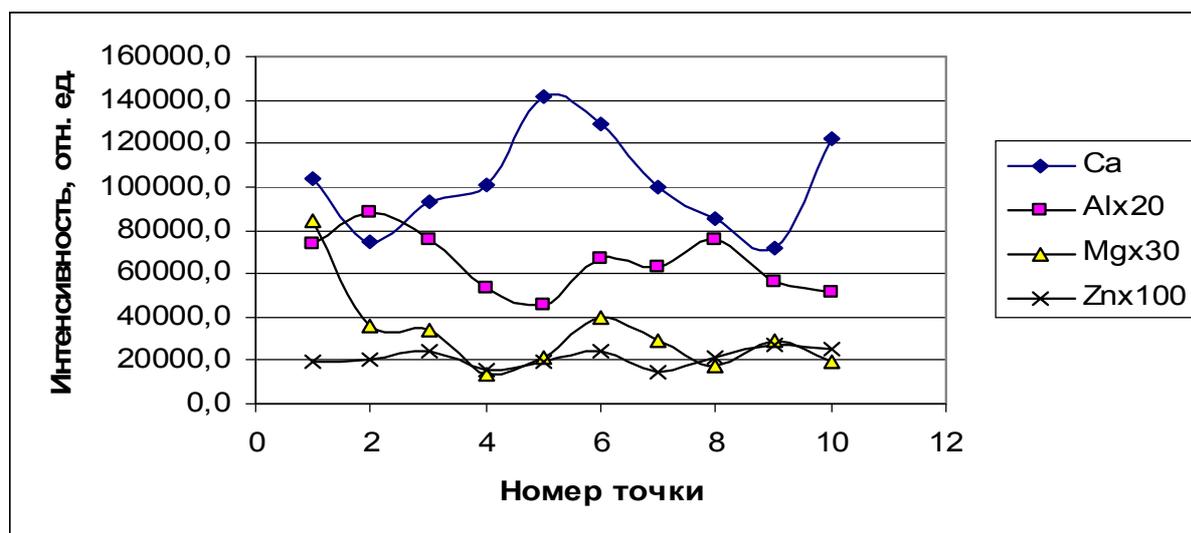


Рисунок 1 – Интенсивность линий Ca II (393,239 нм), Mg II (279,396 нм), Al I (396,153 нм), Zn I (334,502 нм), концентрация кальция – 0,1 %

Как видно из приведенного графика кальций в основном распределен по центру капли и краям, а остальные элементы и особенно алюминий преимущественно в тех областях, где концентрация кальция меньше.

При увеличении на порядок добавленного кальция распределение элементов по поверхности существенно изменяется (рисунок 2).

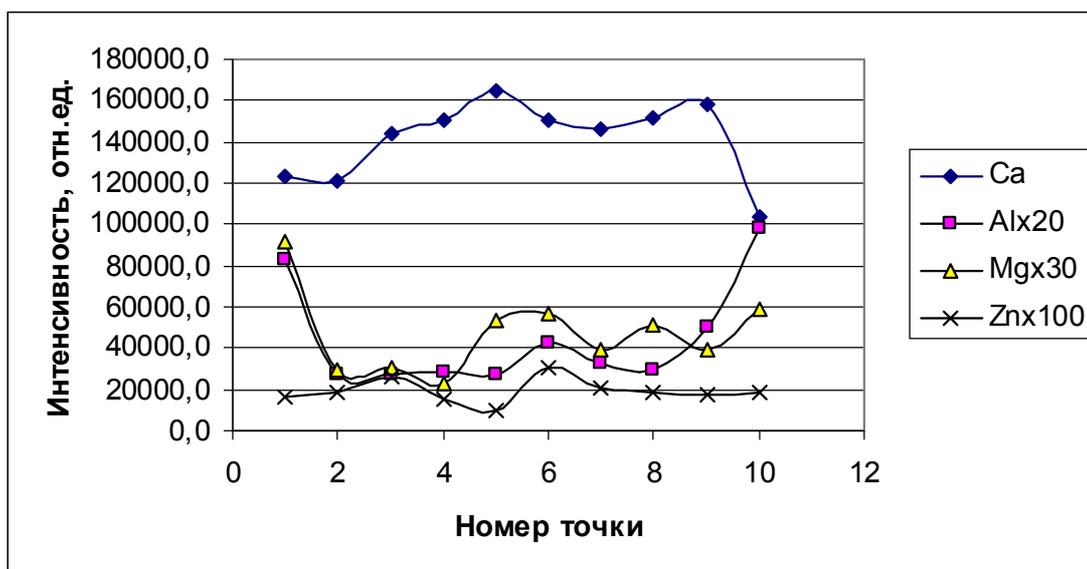


Рисунок 2 – Интенсивность линий Ca II (393,239 нм), Mg II (279,396 нм), Al I (396,153 нм), Zn I (334,502 нм), концентрация кальция – 1 %

Кальций в основном распределен по центру капли, а по краям уменьшается. Концентрация алюминия увеличивается преимущественно в тех областях, где концентрация кальция меньше, причем это распределение резко выражено: интенсивность линии алюминия по краям примерно в 3–4 раза выше, чем по центру. Аналогичные изменения наблюдаются и для магния.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что при увеличении концентрации веществ с большим коэффициентом диффузии (CaCl_2), диффузия противодействует выносу их на край испаряющейся капли, в то же время, вытесняя другие соли на периферию капли.

Настоящее исследование с использованием метода лазерного искрового спектрального анализа показало, что возбуждение двойными лазерными импульсами анализируемой поверхности высохшей капли белка дает возможность дать полуколичественную оценку распределения эссенциальных элементов по радиусу. Разработка в перспективе может быть использовано для поиска маркеров при диагностике заболеваний человека.

Работа выполнялась при частичной поддержке ГПНИ «Конвергенция» 3.3.02.3.

Литература

1. Тарасевич, Ю.Ю. Качественный анализ закономерностей высыхания капли многокомпонентного раствора на твердой подложке / Ю.Ю. Тарасевич, Д.М. Православнова // ЖТФ. – 2007. – Т. 77. – Вып. 2.

– С. 17–21.

2. Шабалин, В.Н. Морфология биологических жидкостей человека / В.Н.Шабалин, С.Н. Шатохина. – Хризостом, 2001. – 304 с.

3. Deegan, R.D. Pattern formation in drying drops / R.D. Deegan // Phys. Rev.E. – 2000. – Vol. 61. – С. 475.

4. Тарасевич, Ю.Ю. Влияние диффузии на разделение компонентов биологической жидкости при клиновидной дегидратации / Ю.Ю. Тарасевич, А.К. Аюпова // ЖТФ. – 2003. – Т. 73. – Вып. 5. – С. 13.

5. Влияние режима испарения на пространственное перераспределение компонентов в испаряющейся капле жидкости на твердой горизонтальной подложке / Ю.Ю. Тарасевич, О.Л. Исакова, В.В. Кондухов, А.В. Савицкая // ЖТФ. – 2010. – Т. 89. – Вып. 5. – С. 45.

6. Биохимия белков. Методические указания к лабораторным занятиям по биологической химии для студентов II курса медицинского факультета. – Петрозаводск, 1999. – 31 с.

Н.Х. Чинь, А.Р. Фадаиян, Лэ Тхи Ким Ань

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ АЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ СДВОЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ПОВЕРХНОСТЬ АЛЮМИНИЯ

Лазерная абляция твердых тел наносекундными импульсами умеренной интенсивности используется во многих научных и практических приложениях [1]. Анализ и целенаправленное изменение компонентного, зарядового и энергетического распределения состава лазерного факела возможно на основе дополнительного воздействия на первичную плазму дополнительного лазерного воздействия. При использовании схем и методов двухимпульсного лазерного воздействия при различных углах падения на мишень и плазму возможно одновременное проведение высокочувствительного спектрального анализа [2], контроля концентрации возбужденных и заряженных частиц плазмы и управлением составом плазмы, направляемой на подложку.

Цель работы состояла в том, чтобы показать возможность и определить условия для получения методом абляции сериями сдвоенных лазерных импульсов алюминиевых мишеней в воздушной

атмосфере нанокластеров алюминия и (или) соединений алюминия, типа AlO для использования в технологиях напыления тонких пленок.

В большинстве исследований двухимпульсной лазерной атомно-эмиссионной спектроскопии (ЛАЭС) используется коллинеарная, или коаксиальная, конфигурация совмещения, когда первый и второй лазерные импульсы фокусируются в одном и том же положении на поверхности образца. Такая конфигурация наиболее распространена поскольку она наиболее пригодна для ориентации лазерных импульсов при проведении анализа на месте и в оперативном режиме [3]. Первый импульс обеспечивает лазерную искровую плазму (ЛИП), которая фактически эквивалентна искре при моноимпульсной ЛАЭС, со сравнимым абляционным факелом, составом, температурой, сравнимой плотностью электронов и скоростью затухания. Второй импульс, который обычно следует после некоторого времени задержки t_d (вплоть до 100 мкс), вызывает абляцию дополнительного материала и порождает двухимпульсную ЛИП с совершенно иными физическими свойствами.

Так как быстро нагревающийся твердотельный, жидкий или газообразный образец около фокального объема расширяется со скоростью в несколько раз превышающей скорость звука, он выталкивает вперед окружающую атмосферу. До того, как плазма остынет, и диффузия окружающей атмосферы сможет диффундировать в объем, находящийся под воздействием ударной волны, этот почти мгновенный нагрев и расширение предположительно оставляют за собой область с весьма повышенной температурой, несколько повышенным давлением и сильно сниженной плотностью атмосферного окружения.

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. В качестве источника абляции и возбуждения приповерхностной плазмы спектрометр включает в себя двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (до 80 мДж), так и временного сдвига между двояными импульсами (0–100 мкс) излучения.

Следует отметить, что в связи с тем, что все процессы проходят в воздушной атмосфере естественно ожидать, что на каких то стадиях процесса возможно образование молекулярных комплексов алюминия с кислородом, азотом и т. д.

Динамика образования одного из продуктов взаимодействия атомов алюминия с кислородом радикала AlO изучена нами по эмиссионным спектрам этой молекулы. Наиболее интенсивными электронно-

колебательными полосами в эмиссионных спектрах являются полосы с длинами волн 484,21 и 464,82 нм [6, 7].

Динамика образования АЮ исследована при воздействии серии одиночных и сдвоенных лазерных импульсов на алюминиевую мишень. На рисунке 1 приведена в качестве примера зависимость интенсивность полос (484,22 нм, 486,64 нм) в спектрах АЮ от интервала между импульсами при энергии импульсов 55 мДж и воздействии на предварительно оксидированную поверхность алюминия (сумма 3 импульсов).

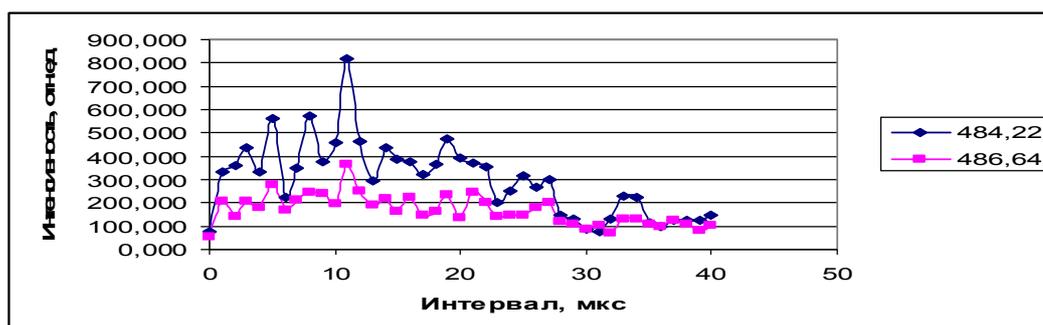


Рисунок 1 – Зависимость интенсивность полос (484,22 нм, 486,64 нм) в спектрах АЮ от интервала между импульсами

Как видно из рисунка наибольшая интенсивность полос наблюдается при интервале между импульсами порядка 10–12 мкс. С использованием указанного интервала нами проведено исследование процесса образования радикалов АЮ от энергии импульсов в зависимости от номера воздействующего на мишень импульса. Данные проведенных исследований приведены на рисунке 2.

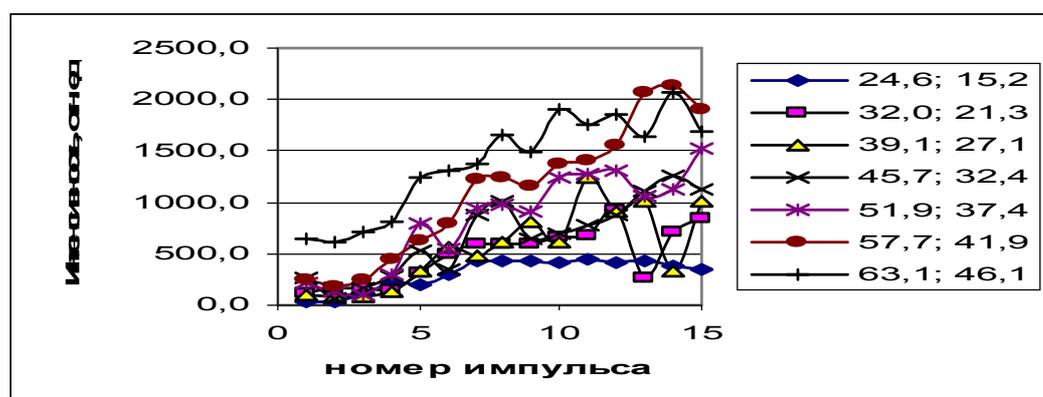


Рисунок 2 – Зависимость интенсивности полосы 484,21 нм от номера импульса (глубины) при различных энергиях импульсов (в рамке энергия первого и второго импульса в мДж)

Как видно из данных процесс образования радикалов АЮ существенно увеличивается с увеличением энергии импульсов и особенно это заметно с увеличением глубины кратера. При малой энергии импульсов накачки порядка 11–12 Дж начиная с 7 импульса интенсивность полос перестает сильно изменяться. В то же время при энергии накачки 16 Дж (энергия импульсов 57,7 и 41,9 мДж) при 13–14 импульсах интенсивность полос существенно увеличивается и сравнивается по эффективности образования с более высокой энергией импульсов.

Наличие резкого временного порога скорости образования радикалов АЮ указывает на то, что причину наблюдаемых явлений необходимо искать в особенностях плазмообразования внутри образующегося достаточно глубокого канала. Картина плазмообразования в воздушной среде существенно усложняется из-за явления последействия, практически неизбежного при формировании глубоких отверстий сдвоенными импульсами, что вызывается накоплением аблированных микрочастиц и кластеров в атмосфере образующихся полостей. При этом воздействие последующего импульса, следующего через небольшой интервал времени, приводит к низкороговому оптическому пробую воздуха, насыщенного микрочастицами металла, и появлению одновременно двух разнесенных в пространстве плазменных образований. Одним из них является обычный факел лазерной плазмы на аблируемой поверхности и затем на дне формируемого отверстия, а другим – плазменно-пылевое облако, также возникающее на оси лазерного пучка, но отстоящее от поверхности на определенное расстояние. В этом случае появление плазменно-пылевой области, отстоящей на определенное расстояние от поверхности, приводит с одной стороны к дополнительной экранировке, а с другой, по видимому более важной, к созданию высокотемпературного плазменного облака высокого давления, разлетающегося преимущественно по направлению отверстия. После окончания действия лазерного импульса плазменная область продолжает расширяться за счет запасенной в ней энергии и давления. Расширение прекращается после достижения внутри нее давления, равного атмосферному. Образуется резко ограниченная и относительно долгоживущая область горячего газа вблизи облученной поверхности. Время формирования t и максимальный радиус r горячей области определенны в [4] дают значения $t \approx 2$ мкс и $r \approx 0,6$ мм. Указанные значения неплохо коррелируют с наблюдаемым в нашем случае резким изменением скорости пробоя при времени задержки между импульсами в диапазоне 1–4 мкс [5] и началом резкого подъема интенсивности полос АЮ (см. рисунок 1).

Таким образом, выполненные спектроскопические исследования

характеристик приповерхностной лазерной плазмы, образуемой вблизи поверхности алюминиевой мишени, при воздействии на нее серии сдвоенных последовательных импульсов на поверхность показали возможность контроля и управления характеристиками плазмы. Из приведенных результатов видно, что последовательное воздействие на мишень серии сдвоенных лазерных импульсов с временным интервалом между ними порядка 4–12 мкс приводит к существенному увеличению поступления радикалов AlO в плазму.

Литература

1. Жерихин, А.Н. Лазерное напыление тонких пленок. Итоги науки и техники. Серия: Проблемы лазерной физики / А.Н. Жерихин. – М. ВИНТИ, 1990. – 107 с.
2. Сухов, Л.Т. Лазерный спектральный анализ / Л.Т. Сухов. – Новосибирск, 1990. – С. 182.
3. Гончаров, В.К. /В.К. Гончаров, К.В. Козадаев // Инж.-физ. журнал. – 2010. – Т. 8. – № 1. – С. 80.
4. С.М. Климентов, С.В. Гарнов, В.И. Конов, Т.В. Кононенко и др. // Труды ИОФ им. А.М. Прохорова РАН. – 2004. – Т. 60. – С. 13
5. Фадаиян, А.Р. / А.Р. Фадаиян, А.П. Зажогин // Вестник БГУ. Серия 1. – 2009. – № 2. – С. 14.
6. Hermann, J. / J. Hermann, C. Dutuquet // J. Phys. D: Appl. Phys. – 1999. – Vol. 32. – P. 2707–2713.
7. Rohwetter Ph., Mejean I.Ju.G., Stehnaszczyk K., Salmon E., Kasparian J., Wolf I.P., Woste. L. // J. Anal. At. Spectrom. – 2004. – Vol. 19. – P. 437–444.

**П.В. Шпак¹, С.В. Войтиков¹, Р.В. Чулков¹, П.А. Апанасевич¹,
А.С. Грабчиков¹, В.А. Орлович¹, А. Кушвах², Л. Агравал²,
А.К. Майни²**

**¹ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

²Центр лазерной науки и технологии, Дели, Индия

**ГЕНЕРАЦИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ В ОБЛАСТИ 1,5 МКМ
ПРИ КАСКАДНОМ, ТРЕХ СТОКСОВОМ
ВКР ПРЕОБРАЗОВАНИИ ИЗЛУЧЕНИЯ
ДИОДНО НАКАЧИВАЕМОГО ТВЕРДОТЕЛЬНОГО ЛАЗЕРА
С ПАССИВНОЙ МОДУЛЯЦИЕЙ ДОБРОТНОСТИ**

ВКР преобразование является одним из методов получения импульсного лазерного излучения в условно безопасной для глаз спектральной области (около 1,5 мкм). Хорошо отработанные лазерные системы на кристаллах допированных ионами неодима способны генерировать излучение вблизи 1,06 и 1,3 мкм. Как пассивная, так и активная модуляция добротности широко используются для импульсной генерации на длине волны 1064 нм. Для генерации импульсного излучения на длине волны 1,3 мкм как правило применяется активная модуляция добротности, вследствие низкой эффективности насыщающихся поглотителей в этой спектральной области. Стартуя на длинах волн 1,06, или 1,3 мкм, ВКР преобразование в средах со сдвигами частоты от 900 до 1000 см⁻¹ позволяют достичь «безопасной» для глаз области спектра с помощью одного либо трех комбинационных сдвигов частоты. Эти возможности были продемонстрированы при ламповом возбуждении для лазерных импульсов миллиджоулевого уровня. Для лазерных систем с продольным возбуждением диодным излучением энергией импульсов микроджоулевого уровня обычно используется активная модуляция добротности на длине волны 1,3 мкм и для ВКР преобразования в область 1,5 мкм достаточно одного частотного сдвига. В тоже время весьма привлекательной выглядит идея создания пассивной, полностью твердотельной лазерной системы с продольным возбуждением и ВКР преобразованием вследствие ее простоты, компактности, хорошего качества пучка и высокой частоты следования выходных импульсов.

В этом докладе мы впервые демонстрируем характеристики пассивной, компактной, полностью твердотельной лазерной системы с генерацией ВКР излучения на длине волны третьей стоксовой компоненты. Пассивная модуляция добротности используемого Nd:YAG лазера осуществлялась с помощью насыщающегося поглотителя на кристалле Cr:YAG. Схема внутррезонаторного ВКР преобразования была модифицирована за счет введения внутррезонаторного зеркала, отделявшего ВКР резонатор и пропускавшего лазерное излучение на длине волны 1064 нм. В качестве комбинационно-активных сред использовались кристаллы нитрата бария и вольфрамата свинца.

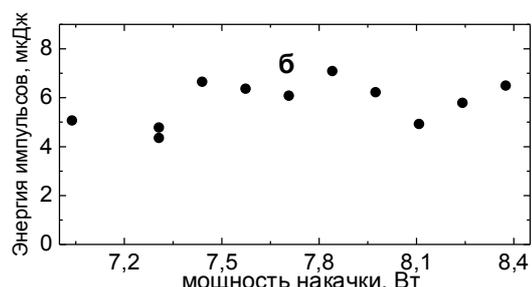
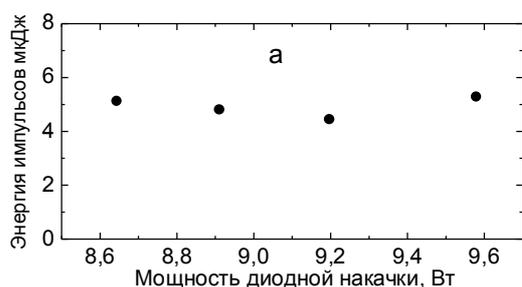
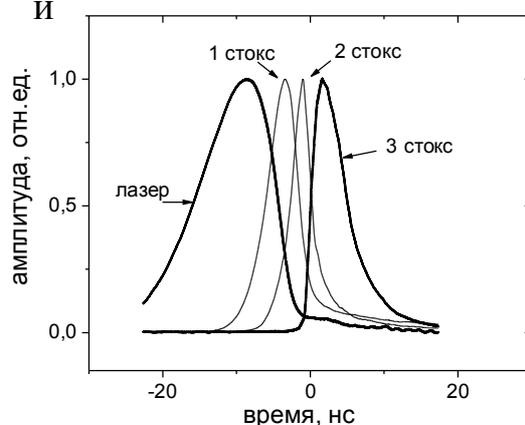


Рисунок 1 – Зависимость энергии импульсов 3 стоксовой компоненты от мощности накачки для преобразования в нитрате бария (а) и вольфрамите свинца (б)

Рисунок 1 показывает зависимость выходной энергии третьего стокса от мощности диодного возбуждения для нитрата бария (а) и вольфрамата свинца (б) на длинах волн 1,6 и 1,5 мкм. В обоих случаях энергия выходных импульсов достигала 5 мкДж. При максимальном уровне возбуждения частота следования импульсов достигала 3 килоГерц. Временная динамика стоксовых импульсов с усреднением по 100000 реализаций приведена на рисунке 2 для варианта эксперимента с кристаллом вольфрамата свинца. На основе ранее развитой квантовой

теории микрочип и ВКР и полуклассической стоксового лазера с ВКР стоксова излучения пассивной добротности.



мини лазера с преобразованием модели двух создана модель генерацией трех в мини лазере с модуляцией

Рисунок 2 – Динамика лазерных и стоксовых импульсов с усреднением по 100000 реализаций для ВКР в вольфрамите свинца

Результаты проведенных численных расчетов для ВКР в вольфрамите бария, находятся в хорошем согласии с экспериментом (рисунок 2).

Bing Zhou^{1,2}, Aleksandr V. Rogachev¹, Zhubo Liu¹, Dzmitry G. Piliptsov¹,

Aleksandr S. Rudenkov¹, Xiaohong Jiang²

¹ **Francisk Skaryna Gomel State University, Gomel, Belarus**

² **Key Lab of Soft Chemistry and Functional Materials of Ministry of Education,**

Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, China

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DIAMOND-LIKE CARBON MULTILAYER FILMS BY CATHODIC ARC EVAPORATION

Introduction

Diamond-like carbon (DLC) films have attracted particular attention because of their main properties including high hardness, optical transparency, superior electrical resistance and excellent biocompatibility. These films are being developed for a wide range of applications in fabricating mechanical, acoustic, electronic and optical devices and magnetic media protection coatings [1-3]. DLC films are composed by amorphous carbons of a-C or a-C:H with a high proportion of sp³ bond. The relative fraction of sp³ to sp² bonding in films is a very important factor affecting these properties [4].

However, the low adhesion to substrate resulting from the high levels of intrinsic compressive stress of DLC films severely restricts its practical applications [5]. Recently, many stress-reducing strategies have been investigated for DLC films, such as incorporating a small percentage of metal or nonmetal ions in the films [6, 7], and producing functional films in interlayer or buffer layer forms [2, 3].

In this work, DLC multilayer films with interlayers of Ti and TiN are deposited on Si substrate by direct-current (DC-) and pulsed-cathode arc technique. The influence of interlayer on structural and mechanical properties of DLC films is studied.

1. Experimental

DLC multilayer films were prepared on silicon substrate by cathode arc deposition device of УВНППА-1 [8]. Metallic Ti target of 99,9 % purity were used as DC arc evaporation cathode. A graphite target of 99,5 % purity was used as pulsed evaporation cathode. Crystalline n-Si (111) wafers were used as substrate for measurements of the stress in DLC films. After the chamber was attained to a base pressure of 6×10^{-4} Pa, the substrate was etched by ion source for 15 min to clean the oxide layer on surface. Ar⁺ energy and ion current density were 4 KeV and ~ 25 A/m², respectively. A nitrogen atmosphere was used as reactive gas and the system pressure was reduced to 2×10^{-2} Pa. The thickness of interlayer and DLC layer were ~ 20 and ~ 80 nm, respectively.

The structure of films was analyzed using a Renishaw inVia Raman spectrometer. The microstructure of cross-section and depth profiles of DLC

bilayers were measured by field emission scanning electron microscopy (Quanta 200F) and Auger electron spectroscopy (Perkin Elimer PHI-660). The hardness of DLC films was measured using AFFRI DM-8 Micro sclerometer. Internal stress of the films was measured by X-ray double-crystal surface profilometer (УРДТ). Surface morphology of the films was observed using a multimode scanning microscope Solver-PRO P47 (NT-MDT).

2. Results and discussions

Figure 1 shows Raman spectra of DLC multilayer films. The peaks in all spectrums are fitted as G-band ($\sim 1560 \text{ cm}^{-1}$) and D-band ($\sim 1350 \text{ cm}^{-1}$) by Gaussian curves, indicating mixed sp^2 and sp^3 bonding in DLC films. The intensity ratio of the D- and G-peak (I_D/I_G) and the shift of G- peak position can give information on the contents of sp^3 and sp^2 bonding [1], as shown in Figure 2. As the sp^3 fraction increases, the G-peak moves to high wave-numbers and the I_D/I_G ratio decreases.

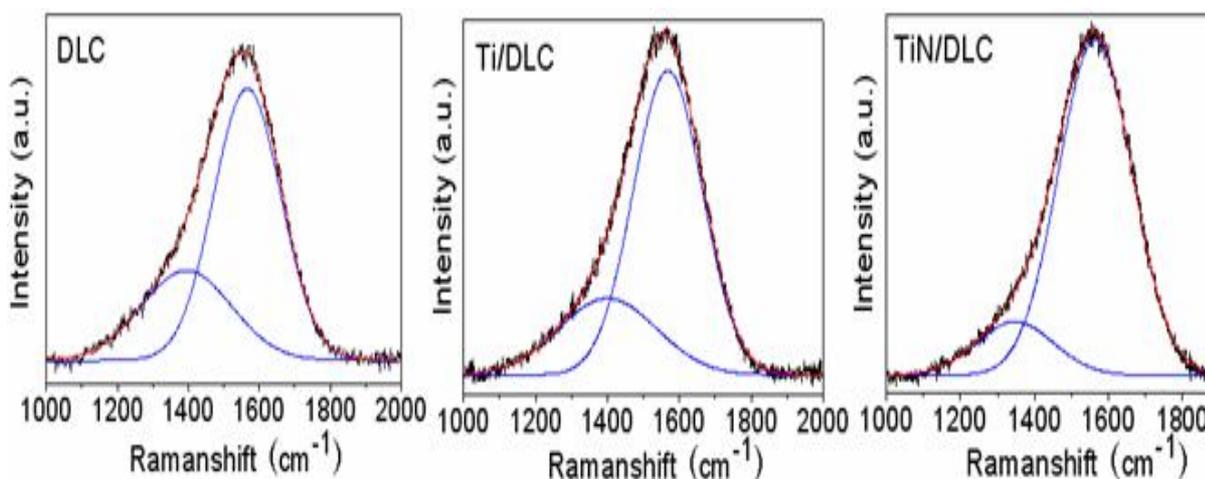


Figure 1 – Raman spectra of DLC multilayer films

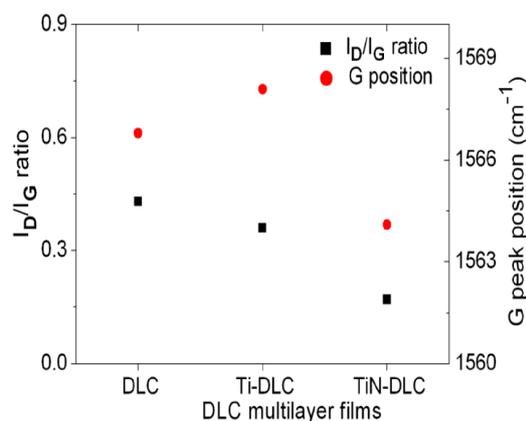


Figure 2 – I_D/I_G ratio and G-peak position of DLC multilayer films

In comparison with DLC monolayer, I_D/I_G ratios of Ti/DLC and TiN/DLC

bilayers decrease from 0,43 to 0,36 and 0,17, meaning increased sp^3/sp^2 ratio. The larger quantity of sp^3 bonds is observed in TiN/DLC bilayer, indicating that TiN interlayer served as a template facilitates the formation of sp^3 bonds in DLC films because the similar NaCl-type (fcc) structure between the TiN and the diamond [9]. The G-peak position increases with introducing Ti interlayer, indicating reduced sp^2 cluster size, while decrease in TiN/DLC bilayers.

Figure 3 shows a variation of element Auger signals versus sputtering time and SEM images of the cross-sections for DLC multilayer films. AES analysis shows a different behavior of element distribution in Ti/ and TiN/DLC bilayers. A simple three-layer model can be used for describing the interdiffusion of compositional element in bilayers. Layer 1 corresponds to a reduced C content, while interlayer element relatively increases. Layer 2 corresponds to a decreased C content and an increased Si content, while interlayer element is almost maintained in a kinetic equilibrium. In Layer 3 the content of interlayer element reduces and the Si content increases.

A thin diffusion layer only composed of interlayer elements and Si is observed in Ti/DLC and TiN/DLC bilayers (Layer 3), indicating that possibly formed TiC and/or TiCN disenable the penetration of carbon atom in whole diffusion layer [10]. In contrast, TiN/DLC bilayer shows a penetration layer of carbon atom merely in Layer 1 and N-rich interlayer in Layer 2. This may be due to the change of nitrogen atoms by the smaller carbon atoms in the NaCl-type fcc lattice.

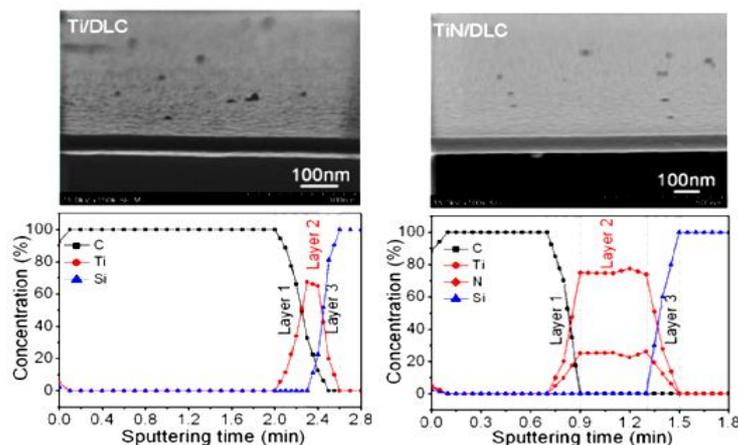


Figure 3 – AES sputter depth profiles and SEM cross-section images of DLC multilayer films

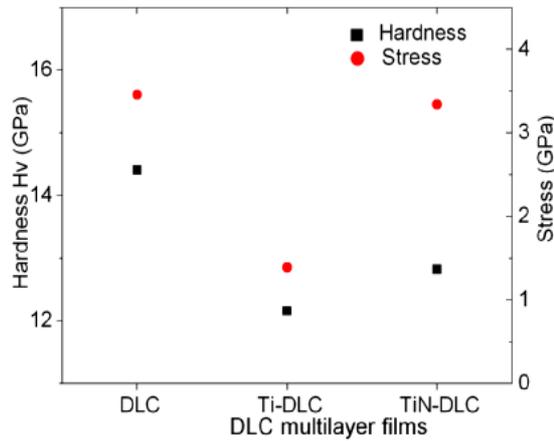


Figure 4 – Hardness (Hv) and internal stress of DLC multilayer films

Figure 4 shows hardness (Hv) and internal stress of DLC multilayer films. In comparison with DLC monolayer, the hardness of Ti/ and TiN/DLC bilayers decrease slightly. Hardness of material strongly depends on nano- to micro-structural defect presented in the network, and it should be related to the bonding between the atoms [3]. So, the hardness of as-deposited films is predominantly determined by the hardness of DLC films, whichever the introducing of the interlayer.

The compressive stress in films decreases from 3,458 GPa to 1,389 and 3,342 GPa with introducing Ti and TiN interlayer. The soft Ti interlayer acts as an adhesive layer for successive hard DLC and the soft/hard structure provides the needed relaxation in overall structure [11, 12]. High stress remains presented in the TiN/DLC films may be due to the squeezing of hard TiN interlayer and hard carbon layer.

Morphological characteristics of DLC multilayer films are shown in Figure 5. All films surface contain some particles with larger size in AFM image. DLC film is used as top layer therefore, it is considered that these may be carbon nano-agglomerates. Figure 6 shows the grain size and the roughness of the films. For Ti/DLC and TiN/DLC bilayers, the quantities of aggregated particles increase and grain size decreases slightly. This may be contributed to the formation of carbide and the growing of aggregated particles. In general, it is believed that large particles are consisted of sp^3 hybridization carbon atoms and metallic particle agglomeration, while fine ones are formed by graphite crystals and carbides [13]. The R_{ms} roughness of Ti/DLC and TiN/DLC bilayers decreases slightly, resulting from the interaction of the energetic carbon from cathode target and Ti (TiN) during deposition.

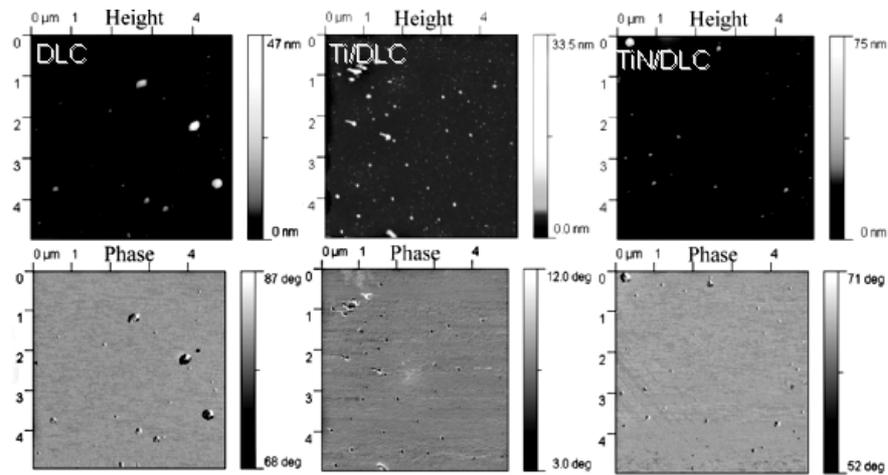


Figure 5 – AFM morphological image of DLC multilayer films

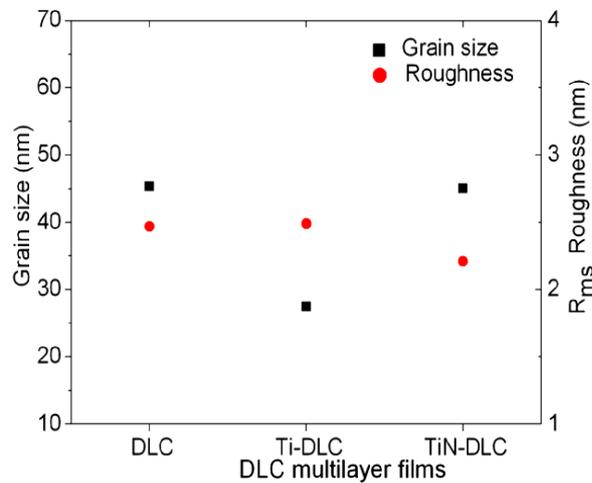


Figure 6 – Grain size and R_{ms} roughness of DLC multilayer films

4. Conclusions

Introducing interlayer in DLC films altered the bilayers microstructure as increased the amount of sp^3 bonding. TiN interlayer facilitated a better growth of the sp^3 bonding in DLC film. The hardness of the films changed slightly as varying interlayer, while the internal stress in films evidently decreased, up to 60 % for Ti/DLC bilayer. A simple three-layer model was used to describe the interdiffusion of compositional element. DLC multilayer films showed a decrease in grain size and R_{ms} roughness.

References

1. Robertson, J. Diamond like carbon / J. Robertson. – Mater. Sci. Eng. R. – 2002. – Vol. 37. – P. 129–281.
2. Segura-Giraldo, B. On the influence of a TiN interlayer on DLC coatings produced by pulsed vacuum arc discharge: compositional and

morphological study / B. Segura-Giraldo, E. Restrepo-Parra, P.J. Arango-Arango // *Appl. Surf. Sci.* – 2009. – Vol. 256. – P. 136–141.

3. Zhao, F. Ti-DLC films with superior friction performance / F. Zhao, H.X. Li, L. Ji // *Diam. Relat. Mater.* – 2010. – Vol. 19. – P. 342–349.

4. Jiang, J.L. Structure and characteristics of amorphous (Ti, Si)–C:H films deposited by reactive magnetron sputtering / J.L. Jiang, J.Y. Hao, X.J. Pang // *Diam. Relat. Mater.* – 2010. – Vol. 9. – P. 1172–1177.

5. Zhang, S. Thermal stability and oxidation properties of magnetron sputtered diamond-like carbon and its nanocomposite coatings / S. Zhang, X.L. Bui, X.M. Li // *Diam. Relat. Mater.* – 2006. – Vol. 15. – P. 972–976.

6. Choi, H.W. Effects of thermal annealing and Si incorporation on bonding structure and fracture properties of diamond-like carbon films / H.W. Choi, D.M. Gage, R.H. Dauskardt // *Diam. Relat. Mater.* – 2009. – Vol. 18. – P. 615–619.

7. Sheeja, D. Characterization of Ti-containing amorphous carbon films prepared on titanium substrates / D. Sheeja, B.K. Tay, C.Q. Sun. // *J. Mater. Sci.* 2003. – Vol. 38. – P. 21–425.

8. Structure and Mechanical Properties of (Cu, Ti) - Binary Metal Doped Diamond-Like Carbon Films / X.H. Jiang, B. Zhou, D.G. Piliptsov, A.V. Rahachou // *Advanced Materials Research.* – 2011. – Vol. 150–151. – P. 217–222.

9. Lackner, J.M. Industrially-styled room-temperature pulsed laser deposition of titanium-based coatings / J.M. Lackner // *Vacuum.* – 2005. – Vol. 78. – P. 73–82.

10. Jiang, X.H. Structure and mechanical properties of Ti alloyed DLC films / X.H. Jiang, A.V. Rogachev, X.H. Lu // *Chinese J. Inorg. Mater.* – 2002. – Vol. 17. – P. 771–776.

11. Gupta, B.K. Micromechanical properties of amorphous carbon coatings deposited by different deposition techniques / B.K. Gupta, B. Bhushan // *Thin Solid Films.* – 1995. – Vol. 270. – P. 391–398.

12. Dwivedi, N. Studies of nanostructured copper/hydrogenated amorphous carbon multilayer films / N. Dwivedi, S. Kumar, J. Ishpal // *Alloys Compd.* – 2011. – Vol. 509. – P. 1285–1293.

13. Brand, J. Application of diamond-like carbon coatings on steel tools in the production of precision glass components / J. Brand, R. Gadow, A. Killinger // *Surf. Coat. Technol.* – 2004. – Vol. 180–181. – P. 213–217.

Xiaohong Jiang¹, Jing Zhao¹, Bing Zhou^{1,2}, Min Zou¹, Ruiqi Shen¹

¹Key Lab of Soft Chemistry and Functional Materials of Ministry of Education,

CATALYTIC ACTIVITY OF Cu THIN FILMS PREPARED BY RF MAGNETRON SPUTTERING IN THE THERMAL DECOMPOSITION OF AMMONIUM PERCHLORATE

Introduction

With electronic technology developing, the demand for miniaturization and diversification of electronic devices had spurred research in thin film on the specifically ultra-large scale integration [1]. Nowadays, people pay more attention to pure copper film because of low resistivity, thermal conductivity, thermal expansion coefficient and high melting point, which helped to improve operating frequency of the circuit and resistance to electro-migration [2–4]. The Cu films were prepared by chemical vapor deposition, sol-gel, thermal evaporation, electron beam evaporation, pulsed laser deposition, DC and RF magnetron sputtering etc. [5–7]. Among all the techniques, magnetron sputtering method which had high density and good adhesion of film to substrate was widely used [8].

Nano-sized Cu had a good catalytic effect. Liu et al. [9] had studied the influence of Cu powders with different size on the thermal decomposition of ammonium perchlorate (AP). The role of binary transition metal ferrite (e.g. CuFe_2O_4) nanocrystals in the thermal decomposition of AP with different concentration was also reported by Gurdip [10]. But, many of metal oxides and metal powders were prepared by liquid phase chemical method.

In this paper, copper thin films were deposited by RF magnetron sputtering and applied as catalyst in the thermal decomposition of AP. Significant difference between catalytic activity of Cu thin film and the Cu particles prepared by liquid phase chemical method was observed.

1. Experimental

Glass slides ($25 \times 10 \times 10$ mm) were used as substrate and were rinsed respectively with acetone and ethanol using an ultrasonic bath for 15 min and then were cleaned in deionized water. When vacuum chamber attains a base pressure of 5×10^{-3} Pa, the substrate is first pre-sputtered in an argon atmosphere for 5 min.

Cu thin films were deposited on glass substrate by RF magnetron sputtering technique. Metallic Cu (99,99 % purity) of diameter 100 mm and thickness 4 mm was used as sputtering target. The distance from the target to the substrate is ~ 100 mm. The working pressure for deposition is 0,2 Pa, with sputtering power of 140 W. The depositing time of all films keeps to 1 h.

The structure of as-prepared films was examined by X-ray diffraction (Bruker D8 Advance) using Cu K α radiation (0,15412 nm) in the 2θ range $20^{\circ}\sim 80^{\circ}$. The surface roughness and morphology of the films was analyzed with atomic force microscope (SIINT SPA300) and scanning electron microscope (JEOL-6380LV). The thickness of the films was evaluated using the step profiler (XP-2).

The as-prepared film and the powder AP were mixed in a mass ratio of 5:95. The mixtures were milled in an agate mortar for 20 min to prepare the samples for thermal decomposition analyses. All thermal decomposition performance was conducted on a Mettler Toledo DSC823E in a temperature range of $50\sim 500^{\circ}\text{C}$ at a heating rate of $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ and under a flowing gas of nitrogen. Al_2O_3 was used as reference all along.

2. Results and discussions

Figure 1 shows the XRD patterns of Cu films prepared at the deposition time of 30 min and 1 h with the deposition pressure of 0,2 Pa, respectively. Three diffraction peaks corresponded to 2θ at $43,5^{\circ}$, $50,2^{\circ}$ and $74,4^{\circ}$ can be observed in Cu films. All diffraction peaks can be perfectly indexed to the diffraction patterns (JCPDS No: 65-9026), indicating that the product is pure Cu. Moreover, the characteristic peaks of Cu films were strengthened with deposition time increasing, meaning the improvement of the film crystallinity. This is accorded with the following AFM micrographs in Figure 2. Furthermore, according to Scherrer equation, the average crystal sizes of the films are $\sim 17,5$ and $25,8$ nm, respectively. The variation of the grain size with deposition time increasing may be due to preferred orientation of grain growth. Theater

The surface features of Cu films in structural change and grain growth are studied by AFM micrographs, as shown in Figure 2. Two Cu films exhibit uniform grains structure. The thin film is composed of spherical particles at the deposition time of 30 min, while Cu film with deposition time of 1h show a large number cubic particle on surface. The Cu films thickness at the deposition time of 30 min and 1h examined by the step profiler are 382 and 812 nm, respectively.

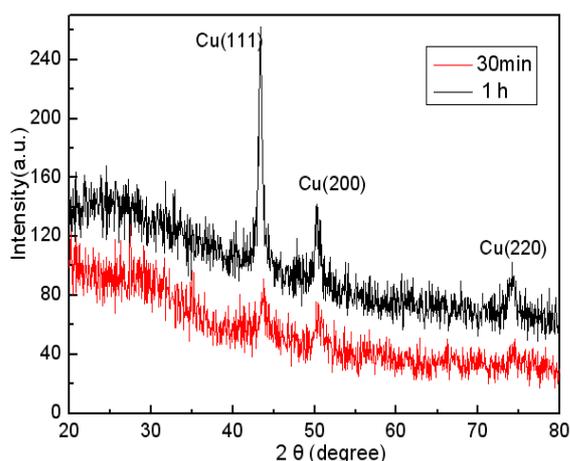


Figure 1 – XRD patterns of the Cu films deposited at various deposition times

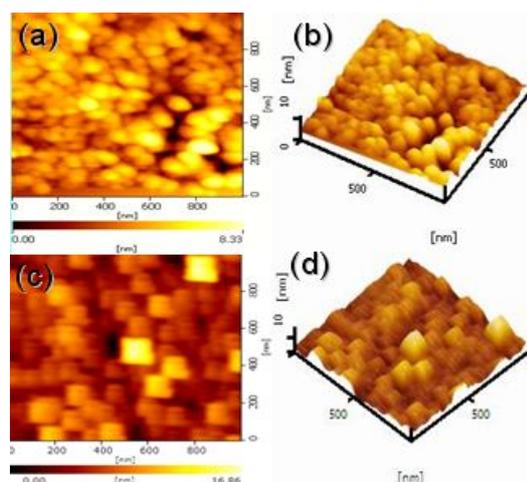


Figure 2 – AFM micrographs of the Cu films deposited at various deposition times; (a, b) 30min, (c, d) 1h

Figure 3 shows SEM images of the Cu films at deposition time of 30 min and 1h. It is obvious that the grain size of Cu film become bigger as deposition time increasing, consisting with the grain size calculated from the Scherrer equation. Ghosh et al. [3] have reported that Cu thin films showed columnar grain with an (111) orientation.

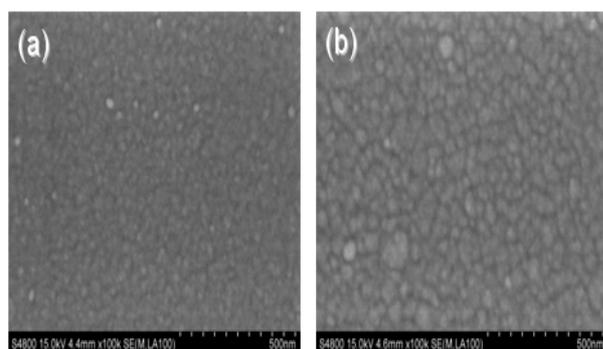


Figure 3 – SEM micrographs of the Cu films at various deposition time; (a)30min, (b)1h

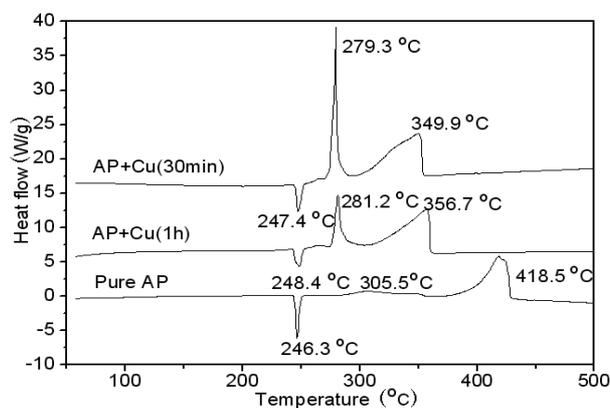


Figure 4 – DSC curves of thermal decomposition of pure AP and AP+Cu films (30min, 1h)

Figure 4 shows the DSC curves of the thermal decomposition of pure AP and AP+Cu films. The DSC curve reveals that the thermal decomposition of pure AP takes place in three stages. Specifically, an endothermic peak appears at 246,3 °C, representing the crystal structural transition from orthorhombic to cubic. On the other hand, another two exothermic peaks at 305,5 °C and 418,5 °C are attributed to a partial decomposition of AP to intermediate products

such as NH_3 and HClO_4 and a complete one to volatile products, respectively. The overall heat of this process is $0,56 \text{ kJ}\cdot\text{g}^{-1}$.

However, the decomposition behavior differs completely for systems uploading catalysts Cu films. Two exothermic peak, locating at $247,4 \text{ }^\circ\text{C}$ and $349,9 \text{ }^\circ\text{C}$, and a decomposition heat of $1,22 \text{ kJ}\cdot\text{g}^{-1}$ is observed in the presence of Cu films prepared at 30 min. Simultaneously, it should be noted that the decomposition process of AP at low temperature become more acute and the curve become narrower and sharper. It can be deduced that the presence of Cu films increases the first-stage decomposition speed of AP, indicating the significantly catalytic effect of Cu additive on the thermal decomposition of AP.

Low and high thermal decomposition temperature of AP in the presence of Cu films at 1h are reduced by $61,8 \text{ }^\circ\text{C}$ and $24,3 \text{ }^\circ\text{C}$, and the decomposition heat increases to $0,80 \text{ kJ}\cdot\text{g}^{-1}$. This also indicates a well catalytic activity on the thermal decomposition of AP, but the catalytic effect is weaker than the Cu films at 30 min.

Conclusions

Cu thin films were deposited on glass substrates by RF magnetron sputtering technique at various deposition times. The experimental results showed that the thermal decomposition of AP was accelerated and the process became more acute at the catalysis of Cu films.

Acknowledgments

This work was supported by the National Natural Science Foundation of China (50972059).

References

1. Brüggemann, M. Electrical and structural properties of copper films annealed on Si(111) / M. Brüggemann, A. Masten, P. Wißmann // Thin solid films. – 2002. – Vol. 406. – P. 294–298.
2. Reddy, Sivasankar A. Properties of dc magnetron sputtered Cu_2O films prepared at different sputtering pressures / A. Sivasankar Reddy, S. Uthanna, P.Sreedhara Reddy // Applied surface science. – 2007. – Vol. 253. – P. 5287–5292.
3. Ghosh, S. Structural and physical properties of thin copper films deposited on porous silicon / S. Ghosh, Kwangpyo Hong, Chongmu Lee // Materials science and engineering B. – 2002. – Vol. 96. – P. 53–59.
4. Guifang, Wu The effects of thickness on the stress properties of sputtering Cu films on Si wafers / Wu Guifang, Song Xueping, Rong Wang // Chinese Journal of Vacuum electronics. – 2003. – Vol. 3. – P. 35–38.
5. Reddy, Sivasankar A. Effect of sputtering power on the physical properties of dc magnetron sputtered copper oxide thin films / A. Sivasankar Reddy, Hyung-Ho Park, V. Sahadeva Reddy // Materials chemistry and

physics. – 2008. – Vol. 110. – P. 397–401.

6. Yoona, Ki Hyun. Photoelectrochemical properties of copper oxide thin films coated on an n-Si substrate / Ki Hyun Yoona, Woo Jin Choia, Dong Heon Kang // Thin Solid Films. – 2000. – Vol. 372. – P. 250–256.

7. Yang, Jijun Effect of substrate on surface morphology evolution of Cu thin films deposited by magnetron sputtering / Jijun Yang, Youlan Huang, Kewei Xu // Surface & Coatings Technology. – 2007. – Vol. 201. – P. 5574–5577.

8. Zhou, Jun Surface fractal characteristics and resistance of 300 nm-thick Cu thin films / Jun Zhou // Chinese Journal of Semiconductor technology. – 2009. – Vol. 2. – P. 146–149.

9. Liu, L. Effects of Nanometer Ni, Cu, Al and NiCu Powders on the Thermal Decomposition of Ammonium Perchlorate / Leili Liu, Fengsheng Li, Linghua Tan // Propellants, Explosives, Pyrotechnics. – 2004. – Vol. 29. – P. 1–5.

10. Gurdip, S. Kinetics of thermal decomposition of ammonium perchlorate with nanocrystals of binary transition metal ferrites / Gurdip Singh, Inder Pal Singh Kapoor, Shalini Dubey // Propellants Explos., Pyrotech. – 2008. – Vol. 20. – P. 1–6.

СЕКЦИЯ «АВТОМАТИЗАЦИЯ НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ»

Председатели – Демиденко О.М., Левчук В.Д.

О.Д. Асенчик, К.С. Курочка, Е.Г. Стародубцев

**УО «Гомельский государственный технический университет
имени П.О. Сухого», Гомель, Беларусь**

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПРОГРАММНО-АППАРАТНОГО КЛАСТЕРНОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ РАСЧЕТА ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ОПТИЧЕСКОГО ДИАПАЗОНА В НАНОСТРУКТУРАХ

Современные нанотехнологии позволяют создавать и диагностировать материалы с наночастицами произвольной формы и состава [1]. Применение эффективных инструментов для компьютерного моделирования взаимодействия оптического излучения с композиционными наноматериалами различной внутренней структуры существенно облегчает решение задач проектирования таких

материалов с заданными характеристиками для приложений оптоэлектроники и сенсорной техники [2].

Проектируемый программно аппаратный комплекс предназначен для компьютерного моделирования оптических свойств нанокomпозитов и метаматериалов на основе наночастиц восстановленных металлов с целью последующего синтеза образцов с заданными функциональными характеристиками, перспективными для использования в качестве: сенсорных элементов; преобразователей, усилителей излучения; управляющих оптических и оптоэлектронных элементов. Исходя из этого, формировались типовые классы задач, решение которых он должен поддерживать:

1. Расчет 2D и 3D распределений электромагнитных полей оптического диапазона (ЭМП) в ближней зоне внутри и вне металлической однородной или неоднородной наночастицы произвольной формы.

2. Расчет 2D и 3D распределений ЭМП в ближней зоне наноконцентраторов полей – ансамблей близкорасположенных наночастиц (димеры, тримеры и т. д.) одинакового или разного состава, которые имеют:

2.1. сферическую форму; 2.2. произвольную форму.

3. Расчет эффективных характеристик (диэлектрической и магнитной проницаемостей, сечений поглощения и рассеяния) 2D и 3D объемов, содержащих большое количество распределенных по известному закону одинаковых или разных наночастиц, которые имеют:

3.1. сферическую форму; 3.2. произвольную форму.

4. Расчет распределения ЭМП, созданного одним или несколькими точечными источниками (диполями), вблизи металлических наночастиц.

Для расчета распределения ЭМП в различных средах разработано достаточно много методов [2, 3], однако, разработка программного обеспечения (ПО) для их реализации – длительный и трудоемкий процесс. С другой стороны в настоящее время существует много различных готовых пакетов программ, реализующих различные методы расчета [3]. Поэтому с нашей точки зрения перспективным является подход проектирования программно-аппаратных комплексов, соответствующих классу решаемых задач и включающих наборы подходящих готовых программных пакетов.

Очевидно, трудно обеспечить полное соответствие имеющейся функциональности готовых компонентов специфике практических задач, в силу этого программные компоненты комплекса должны быть доступны для модификации. Для обеспечения внутренней верификации, надежности и стабильности получаемых результатов, имеющийся набор

первичных инструментов должен быть избыточным – позволять решать подобные задачи с помощью разных программных пакетов.

Расчет распределения ЭМП вблизи нанообъектов и (или) в трехмерных объемах любым из широко используемых методов требует достаточно производительного вычислительного комплекса. Наиболее доступным решением по показателю цена/производительность является распараллеливание задачи для одновременного решения на некотором изменяемом количестве соединенных между собой линиями связи персональных компьютеров – кластере.

В работе проанализировано и частично апробировано ПО с открытым исходным кодом и лицензией на свободное его использование, реализующее современные численные алгоритмы, на предмет пригодности и эффективности для решения перечисленных выше классов задач. Особое внимание обращалось на возможность запуска анализируемого ПО на кластере. Ниже приведены краткие характеристики выбранных программных пакетов.

Meer – программный пакет, созданный и развиваемый в Массачусетском технологическом институте [4]. Основной используемый алгоритм расчета ЭМП – метод конечных разностей во временной области. Для работы в режиме параллельных вычислений в системах с распределенной памятью пакет поддерживает MPI стандарт. Meer может быть использован для решения всех упомянутых выше классов задач.

DDSCAT – программный пакет [5], использующий для расчета ЭМП метод приближения дискретных диполей. Последняя версия DDSCAT 7.1 для реализации режима параллельных вычислений поддерживает MPI и OpenMP стандарты, для работы в системах с распределенной и общей памятью соответственно. ПО используется для решения почти всех упомянутых выше классов задач 1–3. Исключение составляет расчет полей, порожденных точечным источником.

NFM-DS – программный пакет [6], комбинирующий подходы двух методов – метода нулевого поля (NFM), являющегося наиболее распространенной реализацией метода Т-матриц, и метода вспомогательных или дискретных источников (DS), иногда называемого методом обобщенных мультиполей (GMT). Для работы в режиме параллельных вычислений NFM-DS поддерживает стандарт OpenMP. Непосредственно NFM-DS можно использовать для задач 3.1, 3.2, связанных с расчетом параметров ЭМП в дальней зоне.

GMM-FIELD и GMM-DIP – программные пакеты [7] для расчета локальных ЭМП (задачи 2.1 и 4). GMM-DIP позволяет находить распределения ЭМП, индуцированные точечным дипольным источником, вблизи сферических частиц. Основной используемый

алгоритм расчета – модифицированный метод расширения теории Ми (рассеяние на единичной сфере) для множественного рассеяния на сферах. Версии для работы в режиме параллельных вычислений нет.

MSTM – программный пакет [8], использующий для расчета ЭМП метод Т-матрицы, основанный на формализме теории Ми для множественного рассеяния на сферических частицах. Для работы в режиме параллельных вычислений в системах с распределенной памятью пакет поддерживает стандарт MPI. MSTM может быть использован для решения задач 2.1, 3.1.

Для доступа к функциям пакета Meep используются C++ или Scheme интерфейсы. Для пакетов DDSCAT, NFM-DS, GMM-FIELD, GMM-DIP, MSTM задание параметров решения конкретной задачи осуществляется через текстовые файлы определенной внутренней структуры.

В качестве базовой формы построения вычислительной системы была выбрана централизованная модель с общедоступным состоянием [9]. Для организации взаимодействия между вычислительными узлами использовался механизм передачи сообщений на базе стандарта MPI (Message Passing Interface), обеспечивающий связь между ветвями параллельного приложения [10]. В качестве реализации MPI был выбран пакет MPICH, поддерживаемый большинством разработчиков рассмотренного выше прикладного ПО.

При исследовании математических моделей наноструктур можно выделить два основных класса решаемых задач: 1) решение одиночной задачи; 2) множественные независимые решения одной задачи с разными входными параметрами, например, получение набора оптических характеристик для различных длин волн возбуждающего излучения. Для первого класса задач эффективным методом решения является распараллеливание, что может быть реализовано только на уровне прикладного ПО. В этом случае а «узким местом», влияющим на итоговую производительность, является коммуникация данных. При этом для каждого пакета, конкретной задачи и вычислительной мощности кластера существует предел по числу узлов, выше которого производительность не увеличивается, а уменьшается. В этом случае более эффективен второй подход, когда независимо друг от друга, параллельно на различном числе узлов можно решать несколько независимых задач.

В силу разнородности используемых пакетов, различных способов задания исходных данных и типов организации распределённых вычислений, пользователям необходимо уметь работать со всем применяемым ПО, знать технологии распределённых вычислений и т. п. На практике это не представляется возможным. Поэтому предлагается использовать подход, основанный на объектно-ориентированном

моделировании физических систем [11]. Для этих целей предлагается ввести ряд модельных классов объектов, описывающих любую из типовых задач, указанных выше, на некоем промежуточном мета-языке, а затем осуществлять трансляцию описания в файл задания конкретного ПО для его решения. В результате пользователю не требуется изучать много пакетов программ, а достаточно освоить только один мета-язык, который должен предоставлять возможности настройки параллельных вычислений (в частности, тип задания – сериализуемое, распределённое; количество необходимых вычислительных узлов).

В качестве аппаратно-программной платформы для организации распределённых вычислений была выбрана локально-вычислительная сеть 100-baseTX, объединяющая 45 персональных компьютеров, в качестве операционной системы – Ubuntu 10.10. Для организации распределённых вычислений используется MPICH. Для управления сериализуемой обработкой необходим планировщик, а для преобразования моделей из мета-языка в файлы заданий приложений – транслятор.

Анализируя результаты проектирования и проведенных оценочных вычислительных экспериментов, можно сделать следующие выводы.

1. Сериализуемая обработка не требует адаптации алгоритмов и ПО к распределённой вычислительной среде; минимизируется внутрисетевой трафик, что значительно уменьшает время вычислений при исследовании математической модели. Она может использоваться для получения спектральных зависимостей параметров и для реализации процедур усреднения по ансамблю частиц. Однако в этом случае приходится разрабатывать дополнительное ПО для управления заданиями (планировщик).

2. Прямое решение уравнений Максвелла в дифференциальной форме требует значительных затрат времени и обладает хорошей распараллеливаемостью. Эффективность использования кластера возрастает с увеличением объёма вычислений пропорционально числу компьютеров с замедлением приблизительно в 0,75 раза, обусловленным дополнительными затратами времени на передачу данных и другими накладными расходами.

3. Для каждой задачи существует предел по количеству узлов кластера, выше которого время решения не уменьшается с увеличением числа узлов, а растёт. Это связано с тем, что скорость передачи данных становится сопоставимой со скоростью их обработки. Таким образом, для каждой конкретной архитектуры вычислительно-коммуникационных средств возникает задача определения количества узлов, при котором программный комплекс будет использоваться наиболее эффективно.

Литература

1. Наноматериалы и нанотехнологии / В.М. Анищик [и др.]; под ред. В.М. Борисенко, Н.К. Толочко. – Минск: Изд. центр БГУ, 2008. – 375 с.
2. Климов, В.В. Наноплазмоника / В.В. Климов – Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 480 с.
3. Hellmers, J. Classification of Software for the Simulation of Light Scattering and Realization within an Internet Information Portal / J. Hellmers, T. Wriedt // Journal of Universal Computer Science. – 2010. – Vol. 16. – № 9. – P. 1176–1189.
4. МЕЕР: A flexible free-software package for electromagnetic simulations by the FDTD method / Ardavan F. Oskooi, David Roundy, Mihai Ibanescu, Peter Bermel, J.D. Joannopoulos, Steven G. Johnson // Computer Physics Communications. – 2010. – № 181. – P. 687–702.
5. Draine, B.T. User Guide to the Discrete Dipole Approximation Code DDSCAT 7.1 / B.T. Draine, P.J. Flatau // arXiv:1002.1505v1 [astro-ph.IM]. – 2010. – Режим доступа: <http://arXiv.org/abs/1002.1505v1>, свободный.
6. Doicu, A. Light Scattering by Systems of Particles: Null-field Method with Discrete Sources: Theory and Programs / A. Doicu, T. Wriedt, Y.A. Eremin. – Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2006. – 337 p.
7. Shaping Emission Spectra of Fluorescent Molecules with Single Plasmonic Nanoresonators / M. Ringler, A. Schwemer, M. Wunderlich, A. Nichtl, K.Kürzinger, T.A. Klar, J. Feldmann // Phys. Rev. Lett. – 2008. – Vol. 100. – № 20. – P. 3002–3006.
8. Mackowski, D.W. A multiple sphere T-matrix Fortran code for use on parallel computer clusters / D.W. Mackowski, M.I. Mishchenko // Journal of Quantitative Spectroscopy and Radiative Transfer. – 2011. – Vol. 112. – № 13. – P. 2182–2192.
9. Модели и средства программирования ГРИД-систем / А.Е. Дорошенко, А.П. Розенблат, К.А. Рухлис, Ю.М. Тырчак // Проблеми програмування. – 2007. – № 3. – С. 16–31.
10. Snir, M. MPI: The Complete Reference / Steve Otto, Steven Huss-Lederman, David Walker and Jack Dongarra. – MIT Press, 1996.
11. Курочка, К.С. Технология визуального объектно-ориентированного моделирования сложных систем / К.С. Курочка // Известия Гомельского государственного университета имени Ф. Скорины. – 2007. – № 5(44). – С. 36–41.

П.В. Астахов¹, Н.А. Алешкевич², В.В. Свиридова²

¹ГУО «Гомельский инженерный институт» МЧС Республики

Беларусь, Гомель, Беларусь
²УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕНОСА В МНОГОСЛОЙНЫХ СРЕДАХ

Введение

Современный уровень развития науки, техники и производства требует проведения постоянно усложняющихся и дорогостоящих научных экспериментов и совершенствования методов технической диагностики. Особенно востребованы в настоящее время методы неразрушающего контроля, характеризующиеся высокой сложностью физического эксперимента, требованием детального математического описания физических процессов в контролируемых объектах, необходимостью проведения корректного анализа результатов измерений.

Весьма актуальными с практической точки зрения являются задачи по изучению физических свойств и процессов переноса в неоднородных средах и соединениях, к которым относятся слоистые образцы, различные сплавы и соединения. Одним из направлений решения такого рода задач является их компьютерное моделирование и изучение, позволяющее осуществлять контроль теплофизических свойств многослойных материалов и изделий без нарушения их целостности и эксплуатационных характеристик и разрабатывать новые методы и средства неразрушающего контроля. Целью данной работы является компьютерное моделирование и анализ процессов теплопереноса в двухслойной среде под воздействием модулированного лазерного излучения.

Основная часть

Для моделирования нестационарных тепловых процессов, возникающих в слоистой среде под действием электромагнитного излучения, следует в первую очередь получить математическую модель соответствующего теплового процесса. Пусть возбуждающее световое излучение воздействует на исследуемый образец, представляющий собой комбинацию двух поглощающих слоев толщины l_1 и l_2 , помещенных на прозрачную подложку (рисунок 1). Предположим также, что перед образцом (в области $z < 0$) находится прозрачная для возбуждающего излучения среда. Падающая световая волна распространяется в положительном направлении оси OZ , и ее поле

представляется в виде [1]:

$$E = A \exp[i(\omega t - k_z z + \varphi)], \quad (1)$$

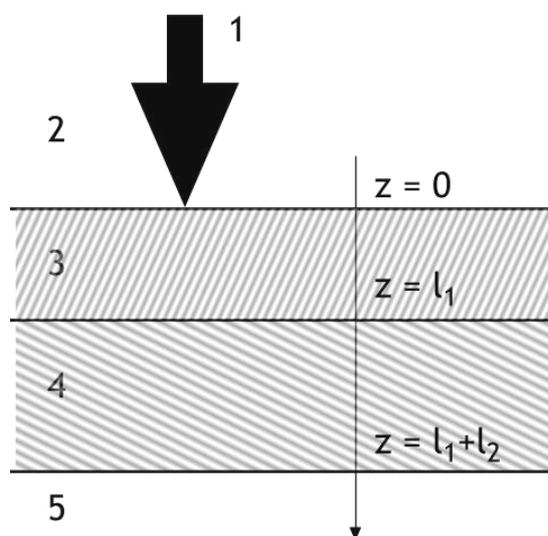
где A и φ – амплитуда и фаза падающей волны, $k_z = \frac{\omega}{c}$.

Электромагнитное поле световой волны в слоистой среде представляет собой суперпозицию волн прошедших через соответствующие слои и волн, отраженных от каждой из границ раздела (рисунок 1). Поглощение энергии возбуждающей световой волны приводит к нестационарному нагреву исследуемого объекта.

Профиль температуры, возникающий при поглощении исследуемым неоднородным объектом возбуждающего лазерного излучения, вычислим, решив систему уравнений теплопроводности (2), учитывающих неоднородность свойств образца [2, 3]. Источником в уравнениях системы (2) является диссипация электромагнитной энергии в объеме неоднородного объекта:

$$\Delta T(\mathbf{r}, t) - \frac{1}{\beta_i} \frac{dT(\mathbf{r}, z, t)}{dt} = \begin{cases} 0, & z < 0 \\ -\frac{1}{k_2} Q(\mathbf{r}, t) f(t), & 0 \leq z \leq l_1 \\ -\frac{1}{k_3} Q(\mathbf{r}, t) f(t), & l_1 \leq z \leq l_2 \\ 0, & z > l_2 \end{cases} \quad (2)$$

где $T(\mathbf{r}, t)$ – искомая температура, $Q(\mathbf{r}, t)$ – величина скорости объемной диссипации световой энергии в образце, $f(t)$ – функция, модулирующая источник излучения, k_i и β_i – коэффициенты теплопроводности и температуропроводности i -го слоя системы. Определение диссипации энергии, входящей в правую часть системы уравнений (2) для различной комбинации физических свойств слоистого образца проведено, например, в работах [4, 5]. Составляющая температуры, обусловленная поглощением электромагнитного излучения средой, обладающей внутренними неоднородностями, зависит от тепловых процессов, происходящих в каждом из слоев.



- 1 – возбуждающий лазерный луч; 2 – прозрачная среда;
 3 – поглощающий слой толщины l_1 ;
 4 – поглощающий слой толщины l_2 ; 5 – подложка.

Рисунок 1 – К расчету температурного распределения, возникающего в слоистой структуре, под действием лазерного излучения

Полученные выражения для температурных полей над поверхностью исследуемого объекта, являются основой для численных расчетов, проводимых программой моделирования. Поскольку аналитический вид выражений является достаточно сложным, их интегрирование производится численно с использованием неявной схемы метода конечных разностей. Соответствующий алгоритм реализован в программе моделирования процессов переноса.

Для создания программы моделирования процессов переноса в многослойных средах была использована среда быстрой разработки программного обеспечения Borland C++ Builder версии 6.0 [6] во взаимодействии с приложением Microsoft Office Access 2003 [7]. Приложение Microsoft Office Access 2003 использовалось для организации и ведения базы данных промоделированных компьютерных экспериментов. Программа представляет собой эффективное средство для моделирования процессов переноса в многослойных средах в заданных условиях. Взаимодействие между расчетной частью программы и базой данных происходит посредством технологии Access Data Objects. Программное обеспечение для моделирования процессов переноса в многослойных средах позволяет провести компьютерное моделирование теплофизических свойств основных типов защитных полимерных покрытий, встречающихся в настоящее время.

Заключение

Разработанная математическая модель, базирующаяся на уравнениях Максвелла в сочетании с граничными условиями краевых задач электродинамики, описывает процессы переноса тепловой энергии в многослойном объекте под воздействием модулированного лазерного излучения с гауссовым профилем интенсивности. Для ее реализации разработано специализированное программное обеспечение моделирования процессов переноса в многослойных средах, позволяющее сравнительно просто произвести расчет нестационарного теплового процесса в двухслойной системе. С практической точки зрения анализ процессов теплопередачи слоистой структуры позволяет изучить возможности применения методов фототермической диагностики для регистрации протяженных внутренних трещин, возникающих с течением времени в объеме исследуемого вещества, оценить параметры, описывающие прочностные характеристики различных защитных покрытий.

Литература

1. Ландау, Л.И. Электродинамика сплошных сред / Л.И. Ландау, Е.М. Лившиц. – М.: Наука, 1982. – 624 с.
2. Владимиров, В.С. Уравнения математической физики / В.С.Владимиров. – М.: Наука, 1967. – 436 с.
3. Карслоу, Г. Теплопроводность твердых тел / Г. Карслоу, Д. Егер. – М.: Мир, 1964. – 451 с.
4. Бокуть, Б.В. К феноменологической теории поглощающих оптически активных сред / Б.В. Бокуть, А.Н. Сердюков, В.В. Шепелевич // Оптика и Спектроскопия. – 1974. – Т. 37. – № 1. – С. 120–124.
5. Митюрин, Г.С. Особенности диссипации световой энергии в одноосных гиротропных кристаллах / Митюрин Г.С., Стародубцев Е.Г. // Оптика и Спектроскопия. – 1994. 4, – Т. 77. – № 4. – С. 613–616.
6. <http://www.borland.com>.
7. <http://www.microsoft.com>.

В.А. Дробышевский, С.В. Дробышевский

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциса Скорины», Гомель, Беларусь**

**СИСТЕМА СЛЕЖЕНИЯ ЗА ПОЛЬЗОВАТЕЛЕМ
В КОРПОРАТИВНОЙ СЕТИ**

На современном этапе развития информационных технологий практически ни одно рабочее место не обходится без компьютера. При этом проблемы администрирования и контроля руководства над подчиненными являются очень актуальными в любом учреждении независимо от его размера и сферы деятельности. Потери, связанные с опозданиями, прогулами, нерациональным использованием рабочих мест, обычно выливаются в суммы, значительно превосходящие те, которые требуется вложить в установку аппаратуры, обеспечивающей решение этой задачи. Обычно ее решают системы контроля рабочего места, которые сегодня могут быть смонтированы на любом предприятии, независимо от его размера и числа сотрудников. В подсистеме автоматически выполняется и задача табельного учета, регистрации времени прихода и ухода сотрудников, а иногда еще и оценивается эффективность использования ими рабочего времени. Это позволяет, например, повысить общую производственную и технологическую дисциплину и исключить возможные хищения, проверить, действительно ли работник загружен на 100 %, эффективно ли используется компьютер, сколько времени тратится работником на посторонние вещи (общение по Internet'у, просмотр фильмов, запуск игр, посещения Internet-страниц

При этом многие руководители осознают, что правильное решение этих проблем может повысить эффективность работы, уменьшить затраты на администрирование, повысить трудовую дисциплину на рабочих местах. Система представляет собой программный комплекс, состоящий из трех частей.

Первая часть – приложение, работающее на стороне клиента. Данное приложение загружается как процесс при запуске системы терминала. Собираемая статистика хранится в директории программы на терминале. В этой же директории хранится список всех имеющихся файлов статистики. Данные статистики собираются при помощи средств технологии WMI.

Объектом мониторинга программы может стать любой персональный компьютер, предоставляющий интерес для исследования. Все требования, которыми должен удовлетворять персональный компьютер для работы подсистемы, – это наличие предустановленной операционной системы семейства Windows NT и наличие устройств ввода. Следует учесть тот факт, что пользователи, за которыми происходит мониторинг не догадываются об этом.

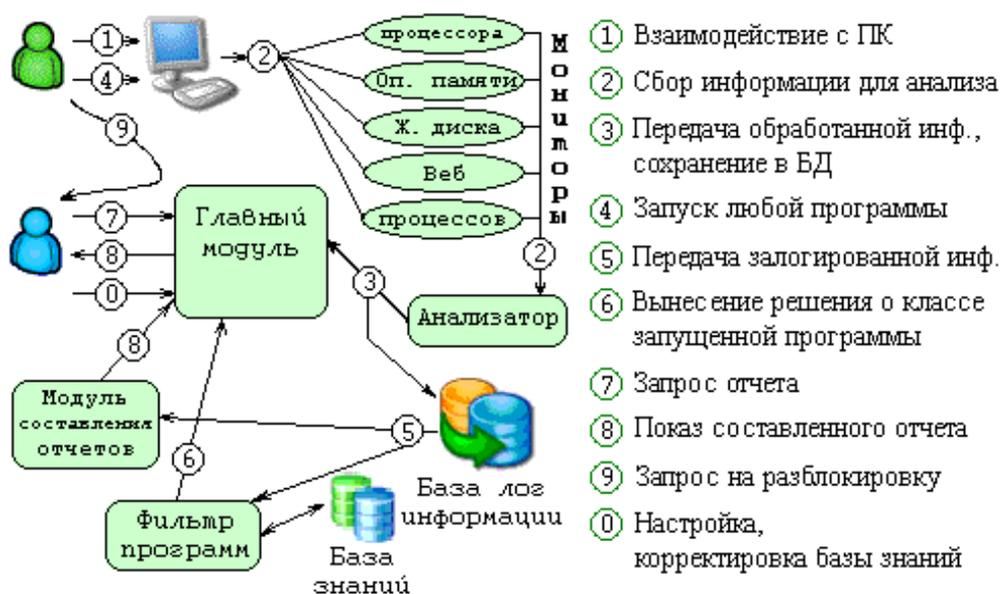


Рисунок 1 – Структурная схема системы

В объекты мониторинга входят:

- время включения и выключения компьютера;
- время входа и выхода пользователя из системы;
- время блокировки компьютера;
- информация о запущенных пользовательских приложениях;
- информация о запущенных пользовательских процессах.

Вторая часть – приложение, работающее на сервере. Данное приложение настраивается администратором системы и работает постоянно. В определенное время, заданное администратором, приложение на основе настроек администратора и базы данных компьютеров сети составляет список терминалов, которые необходимо опросить на наличие новых файлов статистики. После того, как список терминалов сформирован, система поочередно подключается к терминалам из списка и загружает данные из списка имеющихся файлов статистики по этому терминалу. Затем сравнивает этот список со списком файлов статистики по данному терминалу уже имеющимся на сервере (данные об этих файлах так же хранятся в базе данных) и копирует недостающие файлы в директорию на сервере с таким же именем, как и имя терминала. Затем происходит обработка статистики из этих файлов и запись их в базу данных, после чего они становятся доступны для построения различных отчетов по желанию администратора системы.

Основные возможности:

- ведение отчета запущенных EXE-модулей;
- логирование времени открытия, закрытия и продолжительности

работы каждой программы с запоминанием её названия/заголовка окна;

- логирование времени начала и конца активной работы пользователя на компьютере составление таблиц посещаемости рабочего места;
- логирование посещенных страниц в Internet;
- запрет запуска указанных администратором Droid of Monitoring типов программ;
- ограничение времени на работу конкретной программы (например, Медиа проигрыватель – не больше 1 часа в день и т.п.);
- составление графиков, диаграмм, таблиц и текстовых логов на основе гибкой настройки и легко понятного интерфейса.

Имея данную статистику можно с уверенностью сказать, что то или иное оборудование будет чаще выходить из строя из-за большей загруженности, популярности, наличия необходимых для пользователей приложений или аппаратных возможностей. Это позволяет увеличить срок службы этого оборудования меняя его местами с менее используемыми терминалами, устанавливая на менее популярные терминалы необходимое программное обеспечение, проводя внеплановую профилактику. Это позволит сократить расходы на замену техники и приобретение новой.

Для удобства администратора предусмотрена возможность просмотра статистики в режиме реального времени, что позволяет проверить идентификацию пользователей, а также просмотреть, чем занимаются пользователи в данный момент.

Третья часть – приложение, проверяющее правильность идентификации пользователя. Она состоит из двух частей:

- *подготовительный* – выполняется при регистрации пользователя в системе. Именно тогда у пользователя запрашивается образец аутентификационной информации, т.е. заполняется анкета;

- *штатный* – периодическое задавание вопросов из анкеты пользователю. Результат сравнивается с хранящимся в системе эталоном ответов. Если образец схож с эталоном с заданной точностью – пользователь считается узнаваемым, в противном случае пользователь будет считаться чужим, результатом чего будет отказ в доступе на компьютер.

Приложение проверки правильности идентификации состоит из двух частей. Первая часть заключается в организации сбора данных о пользователях, опросе рабочих станций, репликации данных на сервер системы, анализе данных о пользователе и формировании соответствующих отчетов. Вторая часть организует сравнение профиля текущего пользователя с его эталоном, хранящимся на сервере, и идентифицирует его. В случае существенных отличий текущего

поведения пользователя от эталона происходит завершение сеанса пользователя на терминале.

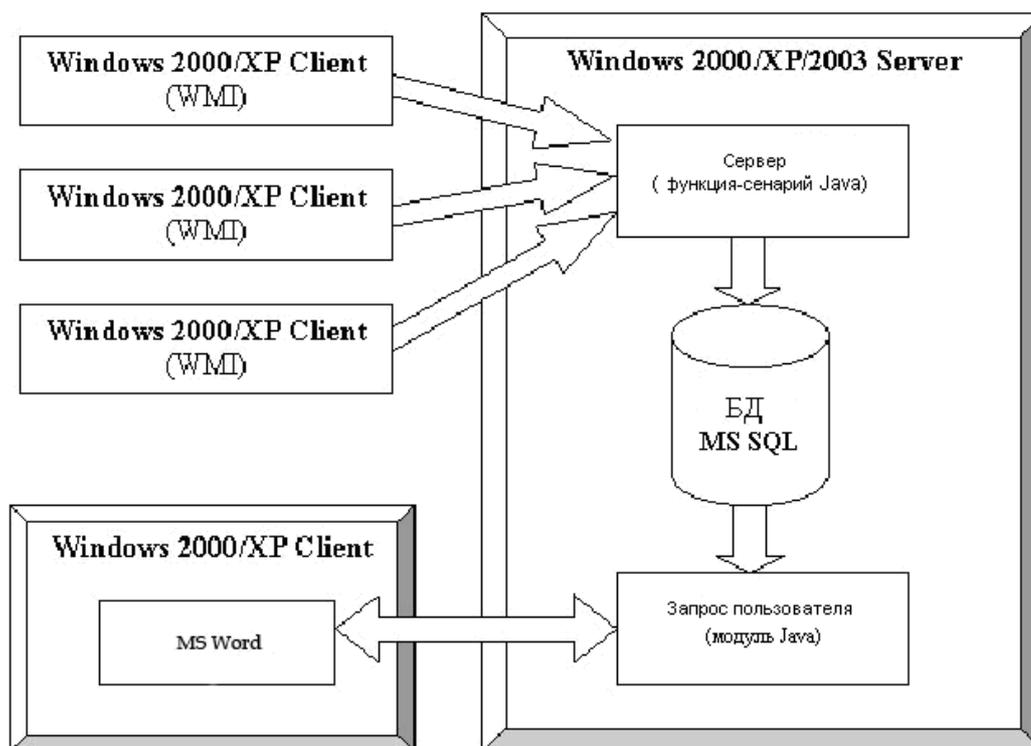


Рисунок 2 – Функциональная схема программного комплекса

Все анкеты пользователей хранятся на сервере в базе данных. Здесь хранятся сборные сведения о работе пользователей в системе: время работы пользователя на определенной рабочей станции, перечень запускаемых приложений и среднее время работы этого приложения, приложение, чаще всего запускаемое конкретным пользователем.

В базе находится таблица, в которой собраны приложения с одним из трех признаков:

- полезное приложение;
- нейтральное приложение;
- паразитное приложение.

Это позволяет анализировать эффективность работы пользователя по времени, проведенному им за конкретной группой приложений.

Разработанная система имеет большие перспективы для развития и увеличения защищённости данных. Например, для увеличения уровня защиты данных можно использовать дополнительные биометрические системы защиты данных. По конструктивным особенностям можно отметить системы, выполненные в виде моноблока, нескольких блоков и в виде приставок к компьютерам. Сравнительный анализ показывает, что наиболее надежными системами контроля доступа к информации, в

которых не используются карточки, ключи, пароли и которые нельзя выкрасть или потерять, являются биометрические системы контроля доступа к информации. Они обеспечивают наиболее высокий уровень защиты данных.

А.Н. Егоров, Н.Н. Егоров

**УО «Мозырский госуданственный педагогический университет
имени И.П. Шамякина», Гомель, Беларусь**

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОЩАДИ ПОВЕРХНОСТИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФИГУРЫ

В современных исследовательских и образовательных экспериментах зачастую возникает необходимость производить определенные действия множество раз. Например, при определении вязкости жидкости или при определении коэффициента трения скольжения требуется несколько раз поставить один и тот же эксперимент. Но в гораздо большей степени трудно провести повторяющиеся действия при обработке результатов опытов.

В некоторых экспериментах по материаловедению требуется решить определенную задачу, которая сводится к вычислению площади некоего объекта. Например, при застывании расплавленного вещества на поверхности образуется множество «зернышек», анализ площадей которых дает информацию о свойствах материала. Аналогично можно использовать данные при анализе трещин на поверхности при механических воздействиях.

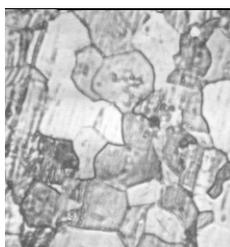


Рисунок 1 – Образец фотографии поверхности ниобата висмута

Едва ли не единственный удовлетворительный высокоточный способ решения поставленной задачи, упоминавшийся в литературе, выглядит следующим образом. Фотографию поверхности (например, рисунок 1) печатают на большом листе (например, формата А3), вырезают каждое зернышко на фотографии и взвешивают. Принимая плотность бумаги однородной и зная массу единичной площади на фотографии, можно производить очень точные измерения площади произвольных фигур.

Несомненно, такой способ имеет право на существование, однако и у него есть недостатки: необходимо каждую фотографию печатать на больших листах, затем все это аккуратно вырезать. Ошибки в действиях могут привести, например, к искажению результатов.

Для решения той же задачи другим способом была создана компьютерная программа (рисунок 2), с помощью которой можно относительно легко и быстро определить площади всех зернышек и записать результаты в файл, что позволяет сразу же приступить к математической обработке результатов. В основе рабочего алгоритма работы программы лежит простой подсчет количества точек изображения, лежащих в пределах каждого зерна.



Рисунок 2 – Интерфейс программы Picture Pixel Counter 2.5

В текущей версии программы требуется вручную (с помощью курсора мыши) обвести контуры всех зерен на изображении, затем дать команду на подсчет и программа автоматически определит количество точек изображения, приходящихся на каждый обведенный участок, сохранив информацию в файл. Зная количество точек, приходящихся на единицу площади, можно определить и площадь каждого зерна. Точность измерений при этом зависит только от фотографической аппаратуры и от точности обведения контуров.

Для удобства предусмотрена возможность работы с изображением в самой программе, но пользователь также может создать контуры в сторонней программе (в качестве границы на изображении принимаются точки определенного цвета). Можно даже применить специальные автоматические алгоритмы обработки изображений, обнаруживающие контуры (например, графический фильтр «Edge detection»). Но у них есть серьезный недостаток – очень значительная неточность. Кроме того, высококачественные алгоритмы часто встроены в платные программы (MatLAB, PhotoShop, ...).

Созданная программа применялась в исследованиях в лаборатории физики твердого тела Мозырского педагогического университета, значительно сократила время обработки экспериментальных данных, и по просьбе сотрудников постепенно развивается дальше.

Литература

1. Архангельский, А.Я. Delphi 2006. Справочное пособие. Язык

Delphi, классы, функции Win32 и NET / А.Я. Архангельский. – Москва: Бином-Пресс, 2011. – 1152 с.

2. Сухарев, М.В. Основы Delphi. Профессиональный подход / М.В. Сухарев. – СПб.: Наука и техника, 2004. – 600 с.

А.К. Есман, В.К. Кулешов, Г.Л. Зыков

**ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова» НАН Беларуси,
Минск, Беларусь**

МИКРОРЕЗОНАТОРНЫЕ СТРУКТУРЫ ДЛЯ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ИК-ИЗОБРАЖЕНИЙ

Инфракрасное (ИК) излучение в спектре электромагнитных волн занимает диапазон длин волн λ от 0,78 мкм до 2000 мкм. Источником инфракрасного лучей является любое нагретое тело, температура которого выше абсолютного нуля (-273 °С). К наиболее актуальным задачам прикладного значения относится освоение электромагнитных волн с $\lambda = 100-1000$ мкм. Причины этого обусловлены как практическими задачами современной наноэлектроники, радиосвязи, экологии, медицины, так и фундаментальными научными проблемами биологии, химии, физики конденсированных сред, астрофизики и т. д. [1–3]. Отличительная особенность этого участка спектра заключается в том, что присущие ему волны слишком длинны для применения хорошо развитой оптической техники и в то же время слишком коротки для перенесения в него радиометодов. Квантовые свойства электромагнитных колебаний, проявляющиеся при взаимодействии их с веществом и заряженными частицами, четко выражены лишь на достаточно высоких частотах. На низких частотах, наоборот, проявляются волновые свойства. Поэтому в сверхвысокочастотных (СВЧ) радиодиапазонах безраздельно господствуют классическая электродинамика и электроника, в инфракрасных – методы и средства, соответствующие квантовой электронике и оптике.

Создание конкурентоспособных приемных устройств субмиллиметрового диапазона требует разработки принципиально новых квазиоптических элементов, удовлетворяющих требованиям практики по ряду основных параметров: входному сопротивлению, потерям на отражение (S_{11}), коэффициенту стоячей волны (КСВ), коэффициенту полезного действия (КПД) и т. д. [4].

В настоящей работе предложена оригинальная планарная

конструкция преобразователя ИК-изображений в диапазоне частот 0,65...0,75 ТГц, выполненного на основе аподизированных открытых микрорезонансных металлических структур, соединенных через канонические нерегулярные линии и микрополосковые волноводы с детекторным диодом, а также проведен компьютерный расчет ожидаемых основных параметров, определяющих его практическую пригодность.

Конструктивно такой преобразователь [5] состоит из расположенных на диэлектрической подложке 1: приемной части 2, выполненной в виде двух одинаковых прямоугольных открытых аподизированных периодических металлических структур микронных размеров, обеспечивающих эффективное согласование её с окружающим пространством; канонических нерегулярных линий 3, в которых волновое сопротивление является функцией координаты, и детекторного диода 5 с микрополосковыми линиями 4 рисунок 1.

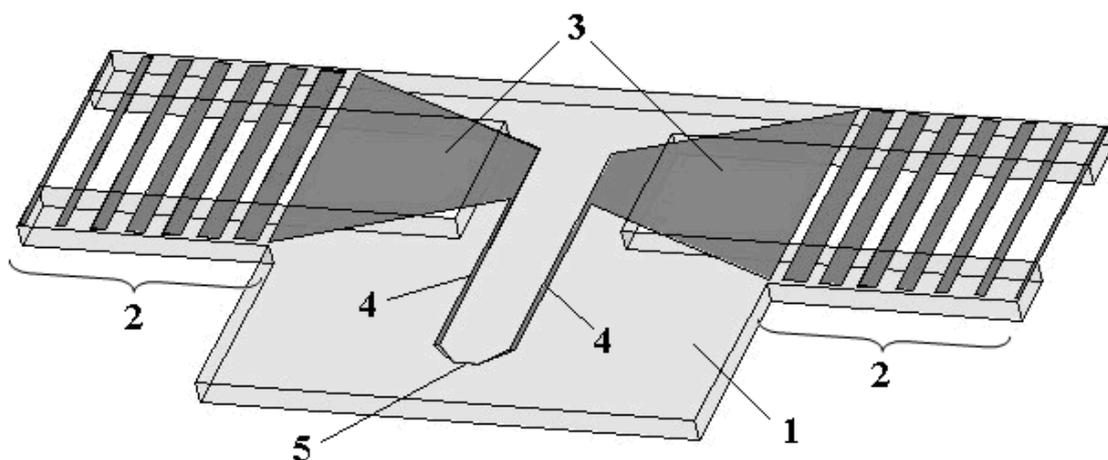


Рисунок 1 – Преобразователь ИК-изображений: 1 – диэлектрическая подложка, 2 – аподизированные периодические металлические открытые микрорезонансные структуры, 3 – канонические нерегулярные линии, 4 – микрополосковые линии, 5 – детекторный диод

Электрический ток в приемной части 2, наведенный внешним переменным электрическим полем, после детектирования диодом 5 преобразуется в постоянное напряжение, величина которого пропорциональна напряженности этого электрического поля.

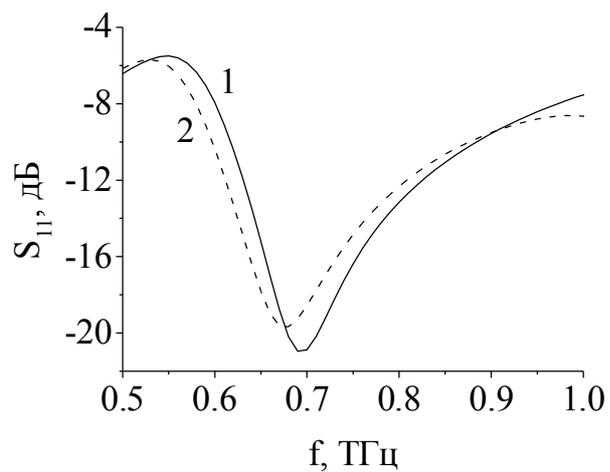
Компьютерный эксперимент по исследованию ожидаемых параметров и характеристик такой микрорезонансной структуры проводился с использованием современного мощного пакета программ – HFSS [6, 7], позволяющего конструировать, моделировать и

оптимизировать сложные трехмерные конфигурации произвольной формы. Использование данного пакета программ дает высокую гарантию того, что измеренные характеристики экспериментального образца будут практически совпадать с теоретическими. Численный расчет предложенного преобразователя осуществлялся в пределах ограниченной *области пространства и заданном частотном диапазоне*.

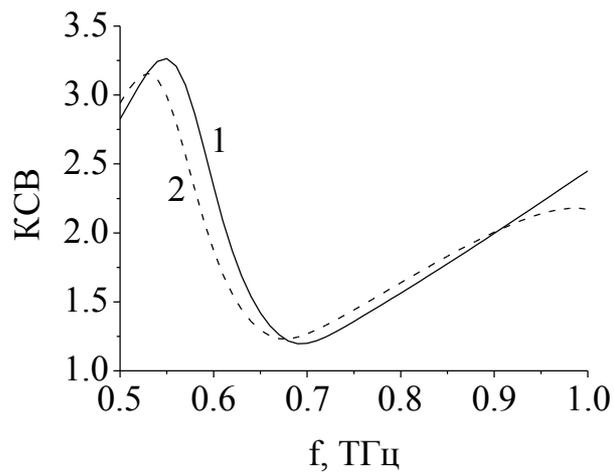
При моделировании предложенного преобразователя геометрические размеры приемной части 2 составляли $105 \text{ мкм} \times 105 \text{ мкм} \times 50 \text{ нм}$ при его общей длине – 421 мкм. Период расположения элементов в приемной части 2 выбран равным 15 мкм. В качестве проводникового материала использовалось золото толщиной 50 нм, а диэлектрик подложки 1 имел диэлектрическую проницаемость 2,17, тангенс угла потерь 0,0009 и толщину 10 мкм. Угол между продолжением боковых сторон трапеций канонических нерегулярных линий 3 выбран равным 45 градусам для уменьшения потерь на отражение и повышения волнового сопротивления на резонансной частоте [2]. Источник внешнего излучения представлял собой волновой порт – верхняя поверхность области, в пределах которой осуществлялось моделирование. В качестве детекторного диода 5 использовался низкобарьерный диод Шоттки с нулевым смещением, являющийся одним из основных нелинейных элементов, широко используемых в настоящее время, для преобразования субмиллиметрового излучения. Такой диод практически не имеет конкурентов в рассматриваемом диапазоне электромагнитных волн [8].

На рисунке 2,а приведены полученные рассчитанные характеристики, показывающие, что оптимальное согласование по входу устройства происходит на частотах 0,69 и 0,68 ТГц для резонансных микроструктур с аподизацией (1) и без (2), при потерях на отражение соответственно -21 дБ и -19,7 дБ. При этом КСВ на резонансных частотах составляют соответственно 1,2 и 1,23 (рисунок 2,б), что отвечает максимальному КПД преобразования $\sim 96,5 \%$ при наличии аподизации (рисунок 2,в).

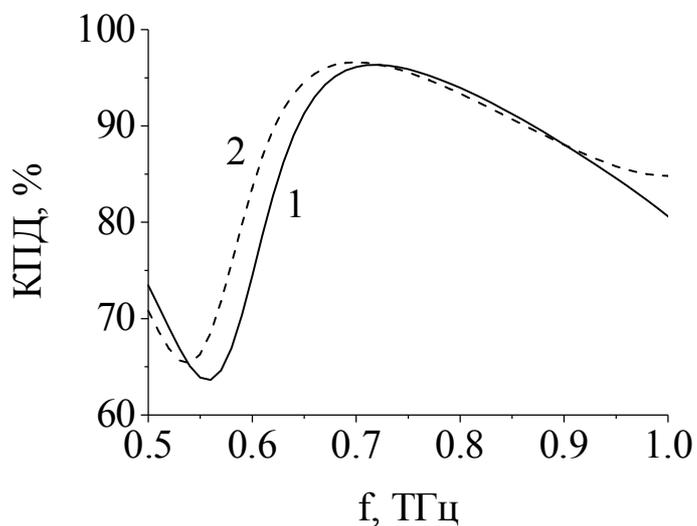
Рассчитаны также зависимости коэффициентов направленного действия (КНД) на резонансных частотах от угла места θ при азимутальном угле $\varphi = 90$ (1), 45 (2) и 0 (3) градусов – рисунок 5. Максимальные значения КНД при угле места $\theta = 180$ градусов составляют соответственно 7,06 и 7,03 для приемной части, выполненной с аподизацией и без аподизации, при чем расширение главного лепестка по уровню 0,5 с $\sim 47,5$ до $\sim 72,8$ градусов происходит в том и другом случае с уменьшением азимутального угла от 90 до 0 градусов.



а)



б)



в)

Рисунок 2 – Частотные зависимости: а – потеря на отражение, б – коэффициента стоячей волны и в – коэффициента полезного действия для приемной части, выполненной с аподизацией (1) и без аподизации (2)

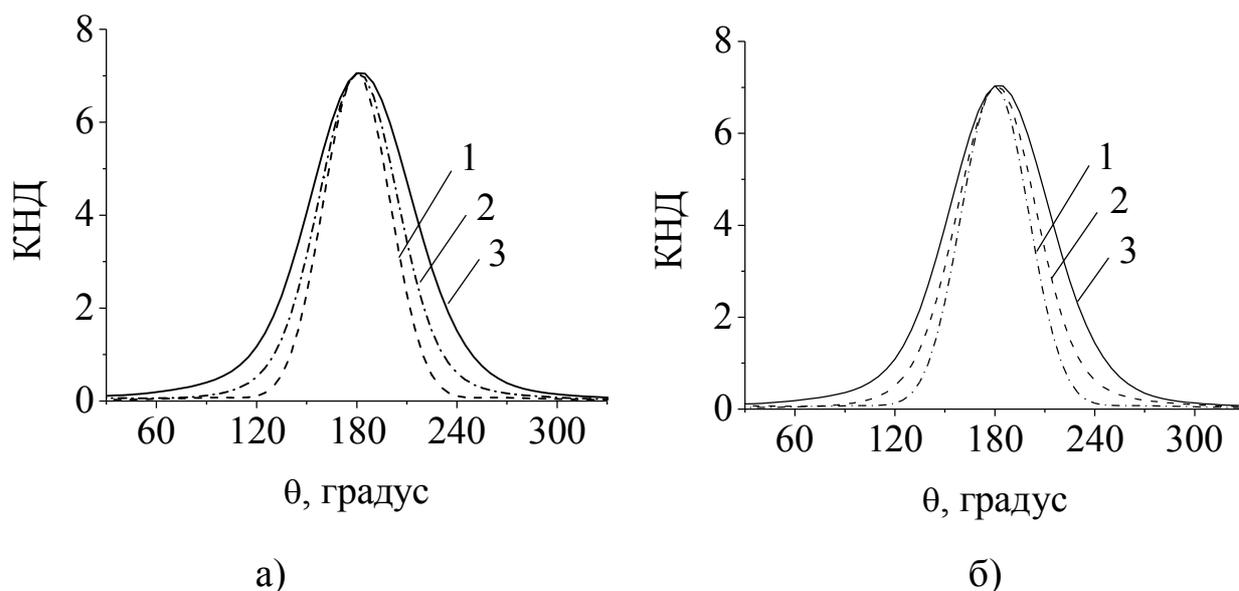


Рисунок 3 – Зависимости коэффициентов направленного действия для приемной части: а – с аподизацией и б – без аподизации от угла места θ при азимутальном угле $\varphi = 90$ (1), 45 (2) и 0 (3) градусов на резонансных частотах 0,69 (а) и 0,68 (б) ТГц

Таким образом, предложенная микрорезонансная структура для преобразования ИК-изображений в частотном диапазоне 0,65...0,75 ТГц имеет коэффициент полезного действия $\sim 96,5$ % с потерями на отражение ~ -21 дБ, коэффициентом стоячей волны около $\sim 1,2$ и в её диаграмме направленности отсутствуют боковые лепестки.

Проведенный компьютерный эксперимент показывает, что предложенный преобразователь ИК-изображений может быть использован при разработке и производстве по хорошо отработанной планарной технологии перспективных, эффективных и конкурентоспособных приборов тепловизионной техники нового поколения субмиллиметрового диапазона.

Литература

1. Beard, M.C. Progress towards two-dimensional biomedical imaging with THz spectroscopy / M.C. Beard, G.M. Turner, C.A. Schmuttenmaer // *Physics in Medicine and Biology*. – 2002. – Vol. 47. – № 21. – P. 3841–3846.
2. Chen, Y. THz spectroscopic investigation of selected purines and amino acids / Y. Chen, H. Liu, K. Liu, X.-C. Zhang // *The Joint 30th Intern. Conf. on IR and MM Waves and 13th Intern. Conf. on Terahertz Electronics*, 2005. – Vol. 1. – P. 54–55.
3. Fitzgerald, A.J. An introduction to medical imaging with coherent terahertz frequency radiation / A.J. Fitzgerald [et al.] // *Physics in Medicine and Biology*. – 2002. – Vol. 47. – № 7. – P. R67–R84.

4. Корнюхин, В.И. Синтез вибраторных антенн с периодически включенными реактивными нагрузками / В.И. Корнюхин, В.М. Седов // Антенны. – 2009. – Вып. 8. – С. 18–22.

5. Есман, А.К. Детектирующая антенна терагерцового диапазона / А.К. Есман, В.К. Кулешов, Г.Л. Зыков // Патент Республики Беларусь на полезную модель № 6438 МПК Н 01 Q 13/00. Заявл. 13.01.2010; опубл. 30.08.2010. – 2010. – № 4.

6. HFSS v12.0 User Manual. – Pittsburgh, PA: Ansoft Corporation, 2009.

7. Банков, С.Е. Расчет антенн и СВЧ структур с помощью HFSS Ansoft / С.Е. Банков, А.А. Курушин. – М.: ЗАО “НПП “Родник”, 2009. – 256 с.

8. Sydlo, C. Fast THz detectors based on InGaAs Schottky Diodes / C. Sydlo [et al.] // Frequenz. – 2008. – Vol. 62. – № 5–6. – P. 107–110.

А.А. Козлов, В.Д. Левчук

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциса Скорины», Гомель, Беларусь**

ПРОЕКТИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ИМИТАЦИОННОЙ МОДЕЛИ СРЕДСТВАМИ ВИЗУАЛЬНОГО UML-РЕДАКТОРА

Имитационное моделирование играет важную роль в принятии решений и анализа любого вида активности. Качество и полнота осмысления модели, удобство обсуждения достигается благодаря наличию визуальных средств отображения имитационной модели. В создании и анализе имитационной модели задействованы ряд заинтересованных лиц: заказчик (постановщик задачи), бизнес аналитик, эксперт разработчик (имитационное моделирование). Все перечисленные лица обладают разным опытом и навыками, поэтому для предоставления имитационной модели имеет смысл использовать:

- графические средства отображения имитационной модели;
- унифицированную модель (язык) позволяющий эффективно участвовать в анализе и обсуждении имитационной модели всем заинтересованным лицам.

В качестве средства для отображения имитационной модели была выбрана любая интегрированная среда на основе языка моделирования UML [1, 2]. Преимущества использования языка моделирования UML заключаются в следующем:

- большинство экспертов предметной области знакомы и имеют

опыт в использовании языка моделирования UML;

- базовые нотации и понятия языка UML понятны и просты, и требуется минимум времени для всех заинтересованных лиц, чтобы освоить указанные элементы;

- язык моделирования UML поддерживают многие современные среды разработки приложений;

- упрощение перехода от имитационной модели к языку программирования (программная реализация имитационной модели).

В данном контексте не стоит придавать ключевую роль визуальным компонентам построения программ ИМ. В противном случае, прежде всего в попытках создания универсальной моделирующей среды, необходимо постоянно увеличивать количество визуальных блоков и связей между ними на уровне базовой схемы формализации. Как следствие, программистам придется обременять себя фактически изучением новой технологии проектирования ИМ, что является весьма сдерживающим субъективным фактором, который изначально не принимается во внимание даже опытными исследователями. В то же время визуальные компоненты могут быть полезны для отображения процессов первичного изучения сложной системы и ее формализации, наглядной верификации ИМ и презентации результатов моделирования.

Для достижения поставленной цели необходимо предварительно выполнить ряд этапов:

- описать схему взаимодействия условных элементов имитационной модели относительно UML нотации;

- составить правила и рекомендации по составлению UML представления имитационной модели;

- создание UML диаграммы имитационной модели и переход к программной реализации.

В рамках решения данной задачи были поставлены следующие основные цели:

- использовать по возможности стандартные элементы UML нотации, допускается использовать собственные текстовые и цветовые семантики в рамках существующих элементов UML нотации;

- сохранять семантику существующих элементов UML нотации к применению анализируемой имитационной модели;

- придерживаться принципа простоты и ясности.

Отображение базовых элементов имитационной модели относительно UML нотации

Базовые структурные элементы имитационной модели согласно базовой схеме формализации системы моделирования MICIC4 представлены на рисунке 1.

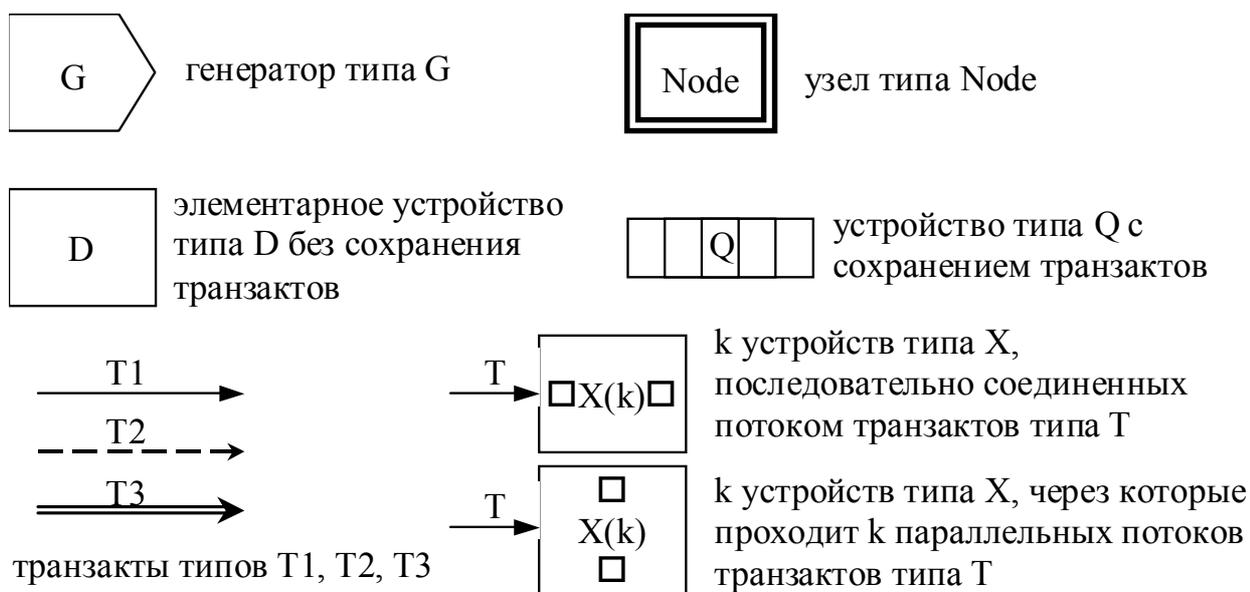
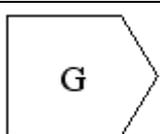
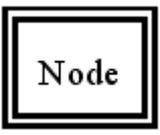
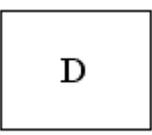
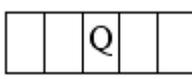
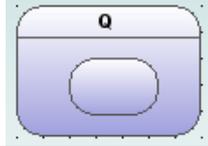
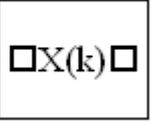
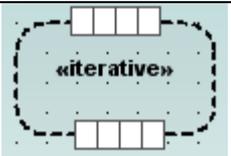


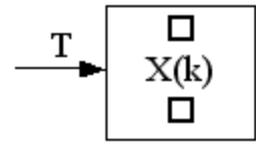
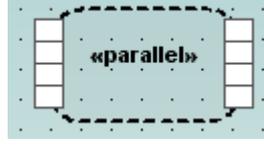
Рисунок 1 – Графические примитивы для создания граф-схемы ИМ

Сопоставление базовых элементов имитационной модели относительно UML нотации приведено в таблице 1.

Таблица 1 – Примитивы ИМ и их UML-аналоги

Название	Примитив ИМ	Примитив UML	Описание нотации
1	2	3	4
Генератор типа G			«Входной сигнал» (Sending Signal Action) (диаграмма деятельности)
Узел типа Node			«Узел объекта» (Object Node) (диаграмма деятельности)
Элементарное устройство типа D без сохранения состояния			«Состояние» (State) (диаграмма состояний)
Устройство типа Q с сохранением транзактов			«Суперсостояние» (Super State, Composite State) (диаграмма состояний)
K устройств типа X, последовательно соединенных потоком транзактов типа T	T → 		«Область расширения, последовательное соединение» (Expansion Region, iterative) (диаграмма деятельности)

Продолжение таблицы 1

1	2	3	4
К устройств типа X, через которые k параллельных потоков транзактов типа T			«Область расширения, параллельное соединение» (Expansion Region, parallel) (диаграмма деятельности)

Таким образом, благодаря достигнутому соглашению в графических примитивах для представления общих понятий имитационной модели, все заинтересованные лица смогут сконцентрироваться на проектировании и анализе предметной области.

Литература

1. Фаулер, М. UML. Основы / М. Фаулер. – СПб.: Символ-Плюс, 2007. – 192 с.
2. Ларман, К. Применение UML 2.0 и шаблонов проектирования. Практическое руководство / К. Ларман. – М.: ООО "И.Д. Вильямс", 2009. – 736 с.

К.С. Курочка, Е.В. Лозовская

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, Беларусь

КОНЕЧНОЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН В ТОНКОЙ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИНЕ

В последнее время для решения электромагнитных задач в конечных областях широкое распространение получил векторный метод конечных элементов [1]. Векторные конечноэлементные аппроксимации позволяют корректно моделировать «скачки» электромагнитного поля при наличии неоднородных по свойствам областей, обеспечивая непрерывность одной из компонент решения (нормальной или тангенциальной), допуская разрывность другой. Особенности векторных постановок позволяют естественным образом учитывать граничные условия для тангенциальных и нормальных компонент искомого электрического или магнитного поля [2].

Введем следующие обозначения. Пусть R^2 – двумерное евклидово

пространство. Через Ω обозначим ограниченную часть этого пространства, $\partial\Omega$ – его граница, \vec{n} – единичный касательный вектор к $\partial\Omega$. Пусть плоская область Ω , в которой решается краевая задача, может быть разбита на конечное число подобластей. Предположим, что граница области сверхпроводящая, свободные электрические заряды отсутствуют, в рассматриваемое электрическое поле и ток представляют собой периодические по времени функции с постоянной круговой частотой ω : $\vec{E}(x,t) = \vec{E}(x) \cdot e^{-q\omega t}$, $\vec{B}(x,t) = \vec{B}(x) \cdot e^{-q\omega t}$, $\vec{J}(x,t) = \vec{J}(x) \cdot e^{-q\omega t}$, где \vec{E} – напряженность электрического поля, \vec{B} – магнитная индукция, \vec{J} – плотность электрического тока, q – мнимая единица, t – время.

Для описания электрического поля воспользуемся уравнением Гельмгольца [3]:

$$\text{rotrot}\vec{E} + k^2\vec{E} = 0, \quad (1)$$

где $k^2 = (q\omega\sigma\mu - \omega^2\varepsilon\mu)$ – волновое число, σ – электрическая проводимость, μ – магнитная проницаемость, ε – диэлектрическая проницаемость. Для непроводящих сред, где $\sigma = 0$, эта величина является вещественной.

Введем в рассмотрение дифференциальный оператор \mathfrak{Z} , определяемый следующим образом:

$$\mathfrak{Z}\vec{u} = [\text{rotrot} - k^2]\vec{u}. \quad (2)$$

Тогда уравнение (1) может быть записано в виде $\mathfrak{Z}\vec{E} = 0$.

Используя свойство самосопряженности \mathfrak{Z} , квадратичный функционал Φ для вариационной постановки можно записать в виде [5]:

$$\Phi(\vec{E}) = \langle \vec{E}, \mathfrak{Z}\vec{E} \rangle = \frac{1}{2} \int_{\Omega} \vec{E}^* \cdot [\text{rotrot} \vec{E} - k^2 \vec{E}] d\Omega, \quad (3)$$

где \vec{E}^* – комплексно сопряжен с E , $\langle \vec{E}, \mathfrak{Z}\vec{E} \rangle$ – скалярное произведение.

Преобразуя уравнение (3) к виду, в котором были бы явно отражены краевые условия задачи, получаем

$$\begin{aligned} \Phi(\vec{E}) &= \frac{1}{2} \int_{\Omega} [\vec{E}^* \cdot \text{rotrot}\vec{E} - \text{rot}\vec{E} \cdot \text{rot}\vec{E}^* + \text{rot}\vec{E} \cdot \text{rot}\vec{E}^* - k^2 \vec{E} \cdot \vec{E}^*] d\Omega = \\ &= \frac{1}{2} \int_{\Omega} \underbrace{[\vec{E}^* \cdot \text{rotrot}\vec{E} - \text{rot}\vec{E} \cdot \text{rot}\vec{E}^*]}_{I_1} d\Omega + \frac{1}{2} \int_{\Omega} [\text{rot}\vec{E} \cdot \text{rot}\vec{E}^* - k^2 \vec{E} \cdot \vec{E}^*] d\Omega. \end{aligned}$$

Применяя к интегралу I_1 первую векторную теорему Грина, а также воспользовавшись свойством смешанного векторно-скалярного произведения и учитывая однородность краевых условий имеем

$$\Phi(\vec{E}) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} [\text{rot}\vec{E} \cdot \text{rot}\vec{E}^* - k^2(\vec{E} \cdot \vec{E}^*)] d\Omega + \frac{1}{2} \int_c \alpha (\vec{n} \times \vec{E}) \cdot (\vec{n} \times \vec{E}^*) dS, \quad (4)$$

где C – часть контура, на котором выполняются граничные условия.

Выполним дискретизацию области Ω двумерными прямоугольными конечными элементами (КЭ) со сторонами, параллельными координатным осям [3]: $\Omega = \bigcup_{l=1}^n \Omega_l$. Предположим, что поле $\vec{E} = (E_x, E_y)^T$ на прямоугольном КЭ таково, что имеет постоянную тангенциальную компоненту вдоль каждой из сторон. Будем аппроксимировать поле внутри прямоугольного элемента по формуле

$$\vec{E} = \sum_{i=1}^4 \vec{N}_i E_{(i)},$$

где \vec{N}_i – функция формы, имеющая нулевую тангенциальную составляющую вдоль всех сторон прямоугольника, за исключением i -ой, вдоль которой она равна единице, $E_{(i)}$ – значение тангенциальной компоненты поля на i -ом ребре.

Согласно вариационного принципа минимума энергии [3] найдём минимальное значение функционала $\Phi(\vec{E})$ в области Ω :

$$\frac{\partial \Phi(\vec{E})}{\partial E_i} = \sum_{i=1}^n \left\{ E_i \int_{\Omega} [\text{rot} \vec{N}_i \cdot \text{rot} \vec{N}_j - k^2 \vec{N}_i \vec{N}_j] d\Omega - \int_s (\vec{E}^* \times \text{rot} E) \vec{n} dS \right\} = 0. \quad (5)$$

Откуда:

$$\{E_i - k^2 F_i\} \{E_i\} = \int_s (\vec{E}^* \times \text{rot} E) \vec{n} dS \quad (6)$$

где
$$E_i = \{e_{ij}^l\}_{i,j=1..4} = \int_{\Omega} (\text{rot} \vec{N}_i^l) \cdot (\text{rot} \vec{N}_j^m) d\Omega,$$

(7)

$$F_i = \{f_{ij}^l\}_{i,j=1..4} = \int_{\Omega} \vec{N}_i^l \cdot \vec{N}_j^m d\Omega. \quad (8)$$

Очевидно, при $l \neq m$ как (7), так и (8) обращаются в ноль, поскольку \vec{N}_i^l и \vec{N}_j^m определены на различных прямоугольниках Ω_l и Ω_m . Если же $l = m$, то (7) и (8) соответственно можно записать в виде

$$e_{ij}^l = e_{ij}^{ll} = \int_{\Omega_l} (\text{rot} \vec{N}_i^l) \cdot (\text{rot} \vec{N}_j^m) d\Omega, \quad f_{ij}^l = f_{ij}^{ll} = \int_{\Omega_l} \vec{N}_i^l \cdot \vec{N}_j^m d\Omega. \quad (9)$$

По формулам (9) вычисляем локальные матрицы $[E_i]$ и $[F_i]$, затем найденные значения подставляем в (6). Проведя преобразования в итоге получаем систему линейных алгебраических уравнений (СЛАУ) – основное уравнение векторного метода конечных элементов для прямоугольного элемента. По известному алгоритму [3] формируем глобальные матрицы $[E]$ и $[F]$, учитываем краевые условия Дирихле и решаем полученную СЛАУ (6).

Для верификации алгоритма рассмотрим задачу определения

электромагнитного поля в области $\Omega \in R^2$, являющейся квадратом $[0,1] \times [0,1]$, внутри которого находится вакуум, а границы образованы идеально проводящим материалом.

$$\operatorname{rot} \vec{u} = 2 \cos \pi x \cos \pi y k$$

с краевыми условиями

$$\begin{aligned} \vec{u}|_{x=0} &= -\sin \pi y i; & \vec{u}|_{x=1} &= \sin \pi y i; \\ \vec{u}|_{y=0} &= -\sin \pi x j; & \vec{u}|_{y=1} &= \sin \pi x j. \end{aligned}$$

Для данной задачи получаем СЛАУ в виде $\{E_i\} \{E\} = \int_s F \cdot \vec{n} dS$, где E_i

вычисляется по формуле (7).

При моделировании область Ω разбивалась на 20×20 прямоугольных элементов, полученное решение сравнивалось с точным аналитическим решением [5] (таблица 1). Погрешность расчетов была не более 1 %.

Таблица 1 – Значения электрического поля

Координаты точки наблюдения		Аналитическое решение [5]		Численное решение для однородной пластины		Численное решение для неоднородной пластины	
x, м	y, м	E_x , В/м	E_y , В/м	E_y , В/м	E_x , В/м	E_y , В/м	E_x , В/м
0,100	0,100	-0,294	0,294	-0,293	0,294	-0,264	0,264
0,100	0,300	-0,770	0,182	-0,770	0,183	-0,692	0,164
0,300	0,100	-0,182	0,769	-0,182	0,769	-0,164	0,692
0,500	0,500	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000

Рассмотрим электрическое поле в неоднородном волноводе с теми же исходными данными и краевыми условиями (рисунок 1).

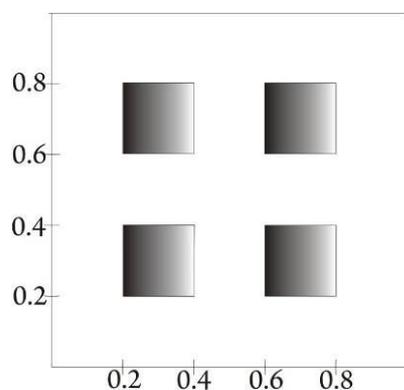


Рисунок 1 – Неоднородная пластина

Однако, в этом случае к граничным условиям на внешнем

проводнике добавляются граничные условия на внутренних идеально проводящих проводниках $\vec{n} \times \vec{E} = 0$. Полученное решение может быть использовано при рассмотрении задачи распространения электромагнитных волн в многосвязных волноводах.

Выводы

1. Предложенная математическая модель, алгоритм и соответствующее программное обеспечение могут быть использованы для моделирования распределения электромагнитных полей в тонких пластинах.

2. Размещение во внутреннем объеме волновода проводящих элементов может снизить напряженность электрического поля.

Литература

1. Nedelec, J.C. Mixed Finite Elements in R^3 / J.C. Nedelec // Numer. Math. – 1980. – Vol. 35. – № 3. – P. 315–341.

2. Jianming, J. Finite element analysis of antenna and arrays / J. Jianming. – John Wiley & Sons, 2008. – 452 p.

3. Jianming, J. The Finite Element Method in Electromagnetics / J. Jianming. – John Wiley & Sons, 1993. – 780 p.

4. Bossavit, A. Computational Electromagnetism: Variational Formulations, Complementarity, Edge Elements / A. Bossavit. – Academic Press, 1997. – 640 p.

5. Вайнштейн, Л.А. Электромагнитные волны / Л.А. Вайнштейн. – М.: Радио и связь, 1998. – 440 с.

В.Н. Леванцов, В.С. Давыдов

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциса Скорины», Гомель, Беларусь**

РАЗРАБОТКА WEB-ПРИЛОЖЕНИЙ НА ПЛАТФОРМЕ XCODE

Введение

Высокие технологии и микрокомпьютеры заняли значительную часть жизни человека. С движением технологического прогресса составные части компьютера становятся всё меньше, что позволяет уменьшать и форм-фактор компьютеров. В данный момент на рынке активное распространение получают планшетные компьютеры – устройства, совмещающие в одном корпусе системный блок, монитор и

устройства ввода-вывода. Главным отличием планшетных компьютеров от настольных является отсутствие у них таких устройств ввода-вывода как мышь и клавиатура – они заменены сенсорным экраном. В таких компьютерах пользователь интуитивно прикасается к элементам интерфейса для взаимодействия с ними, при необходимости ввода текста – на экране появляется виртуальная клавиатура, у которой за кнопки ответственны отдельные участки экрана.

Безусловным лидером рынка планшетных компьютеров в текущее время является Apple iPad, работающий под управлением операционной системы iOS. Для разработки приложений используется набор инструментов iOS SDK, включающий в себя среду разработки Xcode, редактор интерфейса Interface Builder, симулятор iOS Simulator и ряд инструментов для отладки, оптимизации и публикации приложений, а также обширную документацию.

1. Интерфейс программирования приложений на платформе Xcode

Cocoa Touch – это интерфейс программирования приложений на платформе Xcode для создания программ, исполняемых на платформах iPhone, iPod Touch и iPad компании Apple.

Cocoa Touch представляет из себя ступень абстракции операционной системы iOS. Он базируется на Mac OS X Cocoa API и, также как и он, в основном написан на Objective-C. Cocoa Touch позволяет использовать аппаратные средства не доступные на компьютерах Mac OS X, которые являются специфическими для мобильных устройств (акселерометр, компас, вспышка и пр.). Cocoa Touch использует шаблон проектирования Model-View-Controller (MVC) в своей архитектуре. Технологии операционной системы iOS могут быть представлены как набор уровней абстракции с Cocoa Touch на самом высоком уровне и Core OS вместе с ядром Mac OS X – на самом низком. Это делает удобным доступ к различным сервисам и технологиям, уменьшает затраты на разработку и освобождает разработчика от решения задач низкоуровневого программирования. Cocoa Touch включает в себя широкий спектр библиотек (фреймворков) наиболее важными из которых являются:

- Foundation Kit Framework – базовый набор объектов языка (строки, коллекции, математические функции и пр.);

- UIKit Framework – набор инструментов для создания пользовательского интерфейса;

- Game Kit Framework – компоненты для организации игровых приложений используя специальный сервис от компании Apple – Game Center;

- Map Kit Framework – набор классов для работы с картами

местности и их отображения.

В фреймворке UIKit определено множество классов, необходимых для построения и управления пользовательским интерфейсом программы.

В нем представлены: объект самого приложения UIApplication, объект события, окна, представления, кнопки и многие другие элементы интерфейса.

Для управления поведением приложения определён протокол UIApplicationDelegate. В нём объявлены методы, которые реализуются синглтон-объектом класса UIApplication. Эти методы предоставляют разработчику информацию о ключевых событиях исполнения приложения, таких как окончание загрузки, момента, когда выполнение приложения будет прекращено, при нехватке памяти и некоторых других важных изменениях в поведении приложения.

Одной из самых главных задач делегата приложения является отслеживание состояния приложения. До появления операционной системы iOS 4.0 приложение имело только три состояния: активное, неактивное и нерабочее. В iOS 4.0 и более поздних приложения также могут работать в фоновом режиме и быть приостановленными.

Задачи, реализуемые наследниками протокола:

- наблюдение за изменениями состояния приложения;
- открытие URL во встроенном браузере;
- управление изменениями панели статуса устройства;
- ответ на системные уведомления;
- обработка удалённых уведомлений;
- обработка локальных уведомлений;
- ответ на изменения состояния защиты.

Стандартным для iPhone-приложения является построение по шаблону MVC (модель – представление – контроллер). В качестве представления обычно используются объекты класса UIView и его наследники.

Класс UIView, как и все классы с префиксом UI в названии (указывает на принадлежность в фреймворку UIKit), отвечает за представление данных на экране устройства.

Объект класса определяет прямоугольную область на экране и интерфейсы для управления содержимым этой области. Во время выполнения программы объект управляет отрисовкой своего содержимого, также он обрабатывает любое взаимодействие с этим содержимым.

Класс UIView определяет для себя самого в качестве базового поведения заполнение области, им занимаемой, фоновым цветом.

Поскольку объекты UIView являются главным способом для взаимодействия приложения и пользователя, на них возложен ряд

обязанностей.

Рисование и анимация:

- представление отрисовывает содержимое с использованием технологий UIKit, Core Graphics, и OpenGL ES;

- некоторые свойства представления могут менять свои значения анимированно.

Размещение и управление субпредставлениями:

- представление может иметь от нуля до огромного количества субпредставлений (subview);

- каждое представление определяет своё собственное поведение по умолчанию по изменению размеров в соответствии с событиями на родительском представлении;

- представление может напрямую изменять размеры и положение своих субпредставлений по необходимости.

Обработка событий:

- представления является так называемым респондером (ответчиком) и может обрабатывать касания экрана и другие события, определённые в родительском классе UIResponder.

Представления могут использовать метод `addGestureRecognizer`: для добавления к своему поведению просмотрщика, опознающего наиболее стандартные жесты пользователя (например, двойное касание, щипок, жест прокручивания и т. д.)

На представление можно добавлять другие представления, создавая при этом сложную иерархическую визуальную структуру. Между представлением и его субпредставлением создаётся отношение родитель – потомок. В терминах языка главное представление называется `Superview`, а субпредставление – `Subview`. Как правило, видимая область субпредставления может выходить за границы родительского представления, однако можно использовать свойство `clipsToBounds` – обрезать по границам, изменяющего это поведение на противоположное. Родительское представление может содержать любое количество субпредставлений, однако у субпредставления может быть только одно родительское, которое отвечает за размещение своих субпредставления должным образом.

2 Примеры реализации приложений

2.1 Приложение для обучения детей счету

Разработанное приложение является игровым, его целевой аудиторией являются дети дошкольного возраста. Это выдвигает требования к простому и максимально понятному пользовательскому интерфейсу, красочному дизайну и интуитивным взаимодействием с пользователем.

Экран приложения состоит из игрового поля, на котором

отображаются счётные палочки, меню создания новых объектов, панели заданий, панели «Share», кнопок выбора режима, смены фона и переключения на экран общей информации.

Процесс взаимодействия с приложением представляет собой расширенный для режима множественных прикосновений Drag-and-Drop-интерфейс (поднял и положил). Пользователь, используя меню создания объектов, вытаскивает на игровое поле необходимые ему счётные палочки. Каждой палочке на экране соответствует спрайт, имеющий положение, определённый угол поворота и связанное с ним физическое тело, которое в процессе симуляции физического мира подвергается силам со стороны прикосновений пользователя, сталкивается с другими телами и реагирует на события игрового поля. В результате симуляции тело меняет своё положение и это немедленно отображается на игровом поле.

2.2 Приложение для организации и проведения мероприятий

Данное приложение предназначено для поиска интересующих человека мероприятий, просмотре информации по данному мероприятию, а также просмотр участников данного мероприятия. Если данное событие заинтересовало человека, то пользователь приложения всегда может добавить данное событие в календарь, и коммуникатор по мере наступления данного события будет напоминать человеку о нем.

Данное приложение взаимодействует с популярными социальными сетями: facebook, twitter, foursquare. Приложение получает данные от сервера, основанного на платформе drupal.

Для работы с приложением не обязательно регистрироваться, но для работы с функциями программы, завязанными на социальные сети необходимо авторизоваться в данных социальных сетях.

Организаторы мероприятия должны подготовить данные о проводимом мероприятии на сервере drupal. При запуске приложения на iPhone оно отправляет запрос на сервер и получает с него данные. После получения данных программа отображает их.

Программа также обладает и другими функциями. Программа может расшифровывать QR коды, нанесенные на различные предметы и здания. Также реализована прокладка маршрута между текущим положением пользователя и местом, куда пользователю необходимо добраться. В программу также добавлена функция расширенной реальности, т. е. программа на экране iPhone должна показывать направление к требуемому объекту. Также программа позволяет отмечаться на местах зарегистрированных в системе foursquare а также добавит возможность размещать фотографии на стене facebook.

2.3 Приложение для просмотра видеофайлов из социальных сетей

Это приложение построено по принципу tab-based, то есть его

интерфейс основан на использовании вкладок с представлениями, переключение между которыми производится посредством tab bar'a – полосы управления вкладками, расположенной в нижней части экрана приложения.

Поскольку iPhone имеет встроенный датчик, отслеживающий изменение положения устройства (акселерометр), имеется возможность разрабатывать приложения, изменяющие свой интерфейс при изменении положения (повороте) устройства. Всего положений интерфейса два – ландшафтное (landscape) и портретное (portrait). Ландшафтная ориентация – это когда устройство расположено своей более широкой стороной параллельно горизонту, портретная – более узкой. Поскольку, с точки зрения разработчика, наиболее удобно управлять работой приложения в ландшафтном режиме, то приложение SMPlayer поддерживает только эту ориентацию интерфейса. При повороте устройства из ландшафтного режима в портретный интерфейс не изменяется, при повороте же из ландшафтного режима на 180 градусов, интерфейс также разворачивается на такой же угол, снова оказываясь в ландшафтной ориентации по отношению к пользователю.

При первоначальном запуске приложения пользователь вначале проходит процедуру аутентификации, после чего, в случае удачи, приложение переходит в основной режим работы.

Всего в приложении имеется четыре вкладки: поиск, мои записи, плейлисты, профиль. Также на таббаре имеется кнопка переключения между режимами аудио и видео. Бар можно убрать с экрана, потянув вниз пальцем, при этом в нижнем правом углу появляется закладочка, за которую бар можно вытянуть обратно.

Заключение

Разработанные приложения на платформе XCODE, ориентированны на любого пользователя который умеет пользоваться программами на смартфонах фирмы Apple. Они просты в употреблении, не требуют много сетевого трафика для получения данных и позволяет в последующем работать с основными функциями без Интернета. Для многих функций Интернет все же требуется.

Литература

1. Лебедев, В.А. Объектно-ориентированное программирование: учеб. пособие / В.А. Лебедев, А.О. Ноготков. – Уфа: [б. и.], 1995. – 56 с.
2. Хиллегасс, А. Программирование в среде Сосоа для Mac OS X: обучение для профессионалов / А. Хиллегасс. – М.: ЭКОМ, 2009. – 433 с.

С.Ф. Маслович¹, Е.А. Левчук²

¹УО «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь

²УО «Белорусский торгово-экономический университет потребительской кооперации», Гомель, Беларусь

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ ИНФОРМАЦИИ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ПРОЦЕССА В МНОГОПРОЦЕССОРНОЙ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЕ НА ВРЕМЯ СЧЕТА РАСПРЕДЕЛЕННОЙ ЗАДАЧИ

Введение

Оценка влияния режимов обработки информации вычислительного процесса в многопроцессорной вычислительной системе на время счета распределенной задачи предполагает решение следующих подзадач: оценка влияния диалоговых и счетных (пакетных) задач узлов сети МВС на время счета распределенных *подзадач задачи РОИ*; анализ критических путей при наличии/отсутствии диалоговых и счетных задач; оценка длин этих критических путей при различных вариантах организации нагрузок на узлы сети МВС в динамике изменения приоритетов диалоговых и распределенных задач. Для решения перечисленных задач используется ИМ «РОИ МВС». В качестве основных вариантов организации ВП в МВС рассматривались: организация ВП при большей приоритетности диалоговых задач над задачами РОИ при варьировании параметров ИМ; организация ВП при большей приоритетности задач РОИ над диалоговыми задачами.

При выборе параметров и откликов моделирования использовалась методика, описанная в [1, 2].

1. Этапы решения задачи

Решение поставленных подзадач осуществлялось в два этапа.

На *этапе 1* производился запуск ИМ «РОИ МВС» в «холостом» режиме при отсутствии нагрузки на узлах задач диалогового и счетного типов ($\lambda_{\text{DIAL}j} = 0$; $\lambda_{\text{OTL}j} = 0$). Фиксировались значения счета каждой из j -ой подзадачи i -ой задачи РОИ ($\tau_{\text{MTXO}ij}$). На основании полученных значений времен счета подзадач ($\tau_{\text{MTXO}ij}$) определялись последовательность вершин критического пути, его длина ВСГР_i . Наличие «холостого» режима необходимо для дальнейшего *сравнения* значений счета подзадач РОИ в «нагруженном» режиме – наличие нагрузки на узлах задач диалогового и счетного типов, что реализуется на *этапе 2*.

Этап 2 по сравнению с предыдущим этапом характеризуется наличием следующих дополнительных *условий*:

1) наличие собственной нагрузки на узлах сети МВС ($\lambda_{\text{DIAL}j} > 0$;

$\lambda_{\text{счeт}j} > 0$);

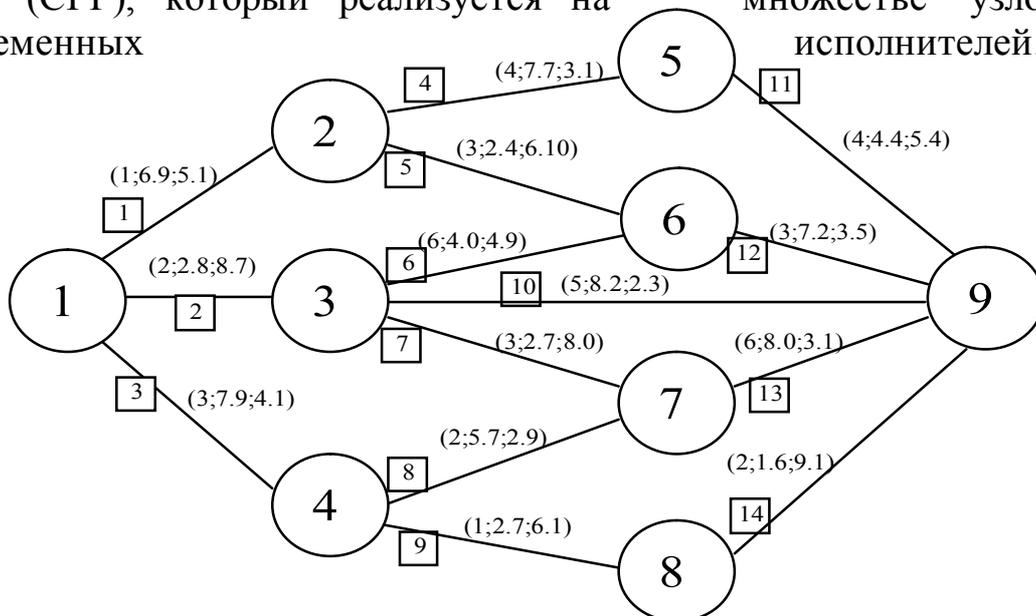
2) применение процедуры Монте-Карло с многократными реализациями ИЭ ($N = 30$). После каждой из реализаций при одних и тех же значениях входных параметров ИМ проводились операции по подсчету значений каждой из j -ой подзадачи i -ой задачи РОИ ($\tau_{\text{MTXO}ij}$), для которой вычислялись математическое ожидание ($\overline{\tau_{\text{MTXO}ij}}$) и дисперсия ($\sigma_{\tau_{\text{MTXO}ij}}$).

2. Оценка времени счета распределенных подзадач РОИ

Решение данной задачи реализуется согласно ранее описанным этапам. Для задачи РОИ, структура которой определяется сетевым графиком, представленным на рисунке 1.

В результате реализации *этапа 1* были получены значения времен выполнения подзадач РОИ ($\tau_{\text{MTXO}0ij}$) на узлах сети МВС, которые и будут выступать в качестве эталонных для дальнейшего сравнения. В данном случае времена решения 14 модулей РОИ составили {12; 11,5; 12; 10,8; 8,5; 8,9; 10,7; 8,6; 8,8; 10,5; 9,8; 10,7; 11,1; 10,7} условных единиц времени.

В качестве критического пути выступает последовательность вершин L_i ($1 \rightarrow 3 \rightarrow 7 \rightarrow 9$), а его длина ($T_{\text{крит}i}$) составляет 33,3 условных единиц времени. В «холостом» режиме существует только один критический путь. Данный результат обуславливается тем, что в процессе обработки подзадач РОИ на узлах МВС конкуренцию им могут составлять только, сами подзадачи РОИ. Однако последовательность их выполнения определяется сетевым графом (СГР), который реализуется на множестве узлов – одновременных исполнителей.



\boxed{i} – номер подзадачи РОИ

($n; t_{\text{ср}}, t_{\text{ндд}}$) – значения (n – номер узла счета; $t_{\text{ср}}$ – заказ времени CPU; $t_{\text{ндд}}$ – заказ времени HDD)

Рисунок 1 – Сетевой график задачи РОИ

На *этапе 2* были получены значения времен выполнения подзадач РОИ ($\tau_{\text{МТХО}hij}$) для каждой h -ой реализации ИМ ($h = 1, \dots, 30$). По этим данным были рассчитаны множества критических путей $T_{\text{крит}hi}$. Причем, среди них существует множество совпадающих друг с другом. Таким образом, среди всевозможных путей (в рассматриваемом примере всего их было ровно 7) можно выделить $k = 1, \dots, 6$, которые, по крайней мере, в единичном случае являлись критическими. Соответственно существовала возможность подсчета вероятностей возникновения того или иного критического пути. На рисунке 2 приведен сетевой граф критических путей задачи РОИ и соответствующие вероятности их появления. По каждому из типов k критических путей подсчитывались значения средних:

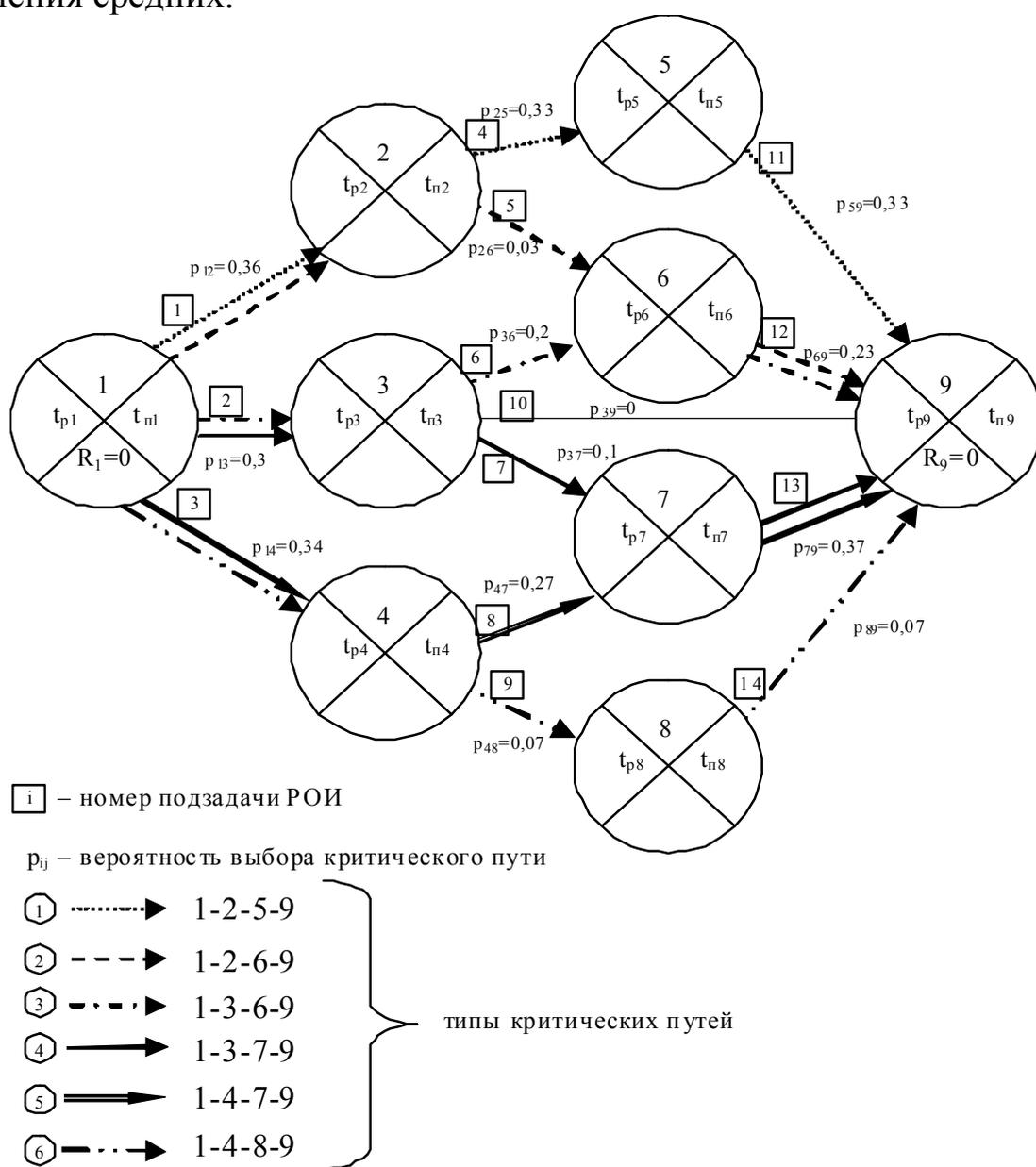


Рисунок 2 – Граф критических путей задачи РОИ

- 1) времен выполнения ($\overline{\tau_{МТХОкj}}$) подзадач РОИ;
- 2) длин критических путей ($\overline{T_{критk}}$);
- 3) ранних ($\overline{t_{psk}}$) и поздних ($\overline{t_{nsk}}$) сроков свершения событий s;
- 4) резервов времени их свершения ($\overline{R_{sk}}$).

В таблице 1 приведены значения расчетов 1) и 2), а также вероятности (p_k) появления k-го типа критического пути.

Как видно из таблицы 1 наиболее вероятностным критическим путем среди остальных является критический путь первого типа ($k = 1$) с вероятностью появления равной 0,33 и длиной ($T_{крит1}$) в 3,27 раз больше длины критического пути «холостого» режима работы ИМ ($T_{крит0}$).

Таблица 1 – Времена вероятности появления и значения длин различных типов критических путей

Тип критического пути	p_k	\overline{T}_k
1	0,33	109,03
2	0,03	118,83
3	0,20	109,64
4	0,10	99,51
5	0,27	102,69
6	0,07	138,79
«холостой» режим	1	33,3

Вторым, вероятным критическим путем является критический путь 5-го типа ($k = 5$) с вероятностью появления 0,27 и длиной в 3 раза большей длины «холостого» пути ($T_{крит0}$).

С вероятностью 0,6 можно утверждать, что длина (время) критического пути «загруженного» режима ИМ в среднем составит в 3,18 раза больше длины (времени) «холостого» режима работы ИМ. Причем длины (времена) наиболее вероятностных критических путей достаточно близки к *общей* средней длине (времени) критического пути,

которая составляет:

$$\overline{T_{крит}} = 0,33 \cdot 109,03 + 0,03 \cdot 118,83 + 0,2 \cdot 109,64 + 0,1 \cdot 99,51 + 0,27 \cdot 102,69 + 0,07 \cdot 138,79 = 108,46,$$

что в 3,26 раза больше эталонной (критической длительности «холостого» режима).

Вероятности же появления критических путей наименьшей длины (в 2,9 раза больше) и наибольшей длины (в 4,17 раза больше)

составляют 0,1 и 0,07 соответственно.

Заключение

При заданном наборе входных параметров ИМ (средней интенсивности поступления запросов диалогового типа) следует, что:

– наиболее вероятностными критически путями, при выполнении задачи

РОИ являются 1-ый или 5-ый ($k = 1, 5$);

– с вероятностью 0,6 можно утверждать, что увеличение длины (времени) критического пути ($T_{\text{крит}}$) при наличии в узлах сети МВС других типов запросов ($\lambda_{\text{DIAL}}, \lambda_{\text{OTL}}$) составляет в 3,18 раза больше длины «холостого» критического пути ($T_{\text{крит}0}$);

– вероятности (p_k) появления критических путей наименьшей ($k = 4$) и наибольшей длины ($k = 6$) крайне малы ($p_4 = 0,1$ и $p_6 = 0,07$).

Таким образом, наличие на узлах МВС собственной рабочей нагрузки вносит неопределенность времени обработки подзадач РОИ ($\tau_{\text{МТХО}kj}$), а следовательно возрастает и неопределенность формирования последовательности вершин (L_k) и длин ($T_{\text{крит}k}$) критических путей.

Литература

1. Маслович, С.Ф. Транзактно-процессный подход к формализации имитационного моделирования распределенной обработки информации в сети многопроцессорной вычислительной системы / С.Ф. Маслович // Проблемы физики, математики и техники. – 2010. – С. 49–55.

2. Маслович, С.Ф. Состав и структура подсистемы проведения имитационных экспериментов программно-технологического комплекса имитации для исследования ВП в МВС / С.Ф. Маслович, В.Д. Левчук, В.В. Старченко // Известия Гомельского государственного университета им. Ф. Скорины. – 2010. – № 5(62). – С. 37–41.

Н.А. Шаповалова, Н.А. Говорушкина

**УО «Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь**

АВТОМАТИЗАЦИЯ МОНИТОРИНГА ФИЗИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ И АДАПТАЦИОННЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ОРГАНИЗМА ЧЕЛОВЕКА

Укрепление здоровья, повышение уровня физической подготовленности людей, приобщение их к здоровому образу жизни, а также коррекция физического состояния детей и молодежи сегодня

являются одними из наиболее острых проблем социальной политики.

Теория и практика физического воспитания указывает на необходимость комплексного подхода к проблеме повышения уровня здоровья, воспитания подрастающего поколения средствами физической культуры и спорта. Являясь превентивными средствами поддержания и укрепления здоровья, физическая культура способна обеспечить профилактику не только различных заболеваний и вредных привычек, но и аддитивного поведения учащихся.

Как специалистами физической культуры, так и преподавателями многих разделов современной науки и практики признается, что ее дальнейшее развитие как важной грани общей культуры человечества и формируемой науки о человеке, должно концентрироваться на создании новых эффективных методик укрепления его здоровья

Анализ научно-методической литературы показал, что понятие «мониторинг» используют многие науки, раскрывая его специфику в конкретной области научного знания, но до настоящего времени проблема организации мониторинговых обследований физического состояния детей и подростков не рассматривалась.

Под мониторингом физического состояния и адаптационных возможностей организма человека мы понимаем технологизированную систему мероприятий по непрерывному, научно-обоснованному наблюдению, сбору, обработке, систематизации с помощью компьютерной программы, хранению в банке данных, последующему анализу, распространению в виде отчета информации о физическом воспитании в учреждении образования как целостной системе, а также об отдельных ее элементах.

Суть управления на основе мониторинга заключается в том, что преподаватели физического воспитания и учащиеся с помощью оперативной мониторинговой информации составляют алгоритм действий по коррекции физического состояния и состояния здоровья, а руководители получают возможность с помощью механизма обратных связей эффективно осуществлять управленческие функции. Реализация такого подхода возможна при осознании субъектами процесса физического воспитания конечных целей своей деятельности, воплощенных в реальные планы и ориентированных на конкретный результат.

Проведение педагогического мониторинга позволяет осуществлять постоянное отслеживание динамики физического состояния учащейся молодежи, интерпретировать полученные данные, обеспечивать обратную связь, разрабатывать рекомендации, вносить соответствующие коррективы в процесс физического воспитания детей и подростков и на этой основе эффективно осуществлять функции управления.

Ухудшение экологической обстановки во многих регионах Республики Беларусь из-за Чернобыльской аварии, в комплексе с загрязнениями окружающей среды промышленными предприятиями и автотранспортом, оказывает влияние на уровень физической подготовленности подрастающего поколения, росте заболеваемости населения, ухудшении всех демографических показателей. Выше указанные причины заставляют искать иные подходы к организации и управлению процессом физического воспитания в различных учреждениях образования, искать резервы здоровья растущего организма, осуществлять практическое оздоровление детей, в том числе средствами физического воспитания.

Замечено, что человек, имеющий серьезные отклонения в состоянии здоровья, а также ведущий неправильный образ жизни, не может в полной мере реализовать свои потенциальные физические и интеллектуальные способности

Эффективность физического воспитания в значительной мере обусловлена возможностью избирательно применять, дифференцировать и корректировать средства и методы педагогического воздействия на занимающихся на основании объективной информации о состоянии их физического здоровья, физического развития, двигательной подготовленности и функционального состояния организма школьников.

Статистические данные свидетельствуют о резком снижении физической подготовленности и функциональных возможностей учащихся средних общеобразовательных школ, увеличением количества школьников с дисгармоничным физическим развитием.

В качестве важнейших характеристик здоровья должны рассматриваться уровни острой и хронической заболеваемости, травматизма; уровень физического и моторного развития учащихся; социально-бытовые условия; характер, регулярность и качество питания; уровень и характер двигательной активности; степень наркотической зараженности (включая личное знакомство с курением, алкоголем и другими психоактивными веществами).

Существует ряд факторов, снижающих уровень здоровья: перенесенные болезни, хроническое влияние неблагоприятных условий жизни и труда, нерациональное питание, беспорядочный режим труда и отдыха, экологически неблагоприятные условия окружающей среды и, наконец, двигательная недостаточность.

В настоящее время при комплексной оценке состояния здоровья детей и подростков учитываются следующие четыре критерия:

- соответствие физиологических систем возрасту;
- степень устойчивости организма к неблагоприятным факторам;

– уровень достигнутого физического развития и степень его гармоничности;

– отсутствие заболевания на момент обследования.

Наиболее распространенными и доступными методами исследования физического состояния являются соматоскопия и антропометрия.

Соматоскопия это совокупность методов точного описания внешних особенностей строения тела человека.

Антропометрия это совокупность методических приёмов заключающихся в измерении и описании тела человека в целом и отдельных его частей и позволяющих дать количественную характеристику их изменчивости.

Данные, полученные при соматоскопии и антропометрии, дают возможность оценить уровень физического развития и особенностей телосложения.

Таким образом, создание и реализация системы комплексного педагогического мониторинга физического состояния и адаптационных возможностей учащейся молодежи, позволит на основе непрерывного изучения, оценки, прогноза изменений физического состояния детей и подростков осуществлять объективный оперативный контроль, целевое планирование учебного процесса, реализовывать личностно-ориентированное обучение.

Реализация данной задачи осуществлена в среде разработки Delphi 7. Разработанное приложение позволяет на основе непрерывного изучения, оценки, прогноза изменений физического состояния детей и подростков осуществлять объективный оперативный контроль, целевое планирование учебного процесса, реализовывать личностно-ориентированное обучение.

Приложение является средством накопления информации и мониторинга состояния здоровья школьников. Благодаря возможности выгрузки данных в MS Excel, достигается гибкость приложения и разнообразие средств для обработки данных, хранимых в нем. Функция графического отображения показателей состояния здоровья дает возможность оценить тенденции развития различных его характеристик.

Использование данного программного продукта преподавателями физической культуры должно обеспечить возможность применения индивидуального подхода при составлении программы физического развития для каждого учащегося. Положительным эффектом такого симбиоза предполагается коррекция физического состояния учащихся и укрепление их здоровья.

Содержание

СЕКЦИЯ «НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ»

<i>Алексюк Д.В., Дмитрук И.Н.</i> Изготовление наночастиц благородных металлов методом лазерной абляции и их исследование	9
<i>Алешкевич Н.А., Кравченко В.В., Короткевич С.В.</i> Спектрально-люминесцентный контроль смазочных материалов	12
<i>Аль-Муханна М.К., Рыжевич А.А., Солоневич С.В., Железнякова Т.А.</i> Методы формирования и свойства ячеистых лазерных полей	15
<i>Анищик В.М., Валько Н.Г., Кургузенкова И.И., Поляк Н.И.</i> Модификация свойств Zn-Ni покрытий рентгеновским излучением	20
<i>Валько Н.Г.</i> Электроосаждение сплавов кобальта при воздействии рентгеновского излучения	24
<i>Воропай Е.С., Ермалицкая К.Ф.</i> Мтричные эффекты при двухимпульсном лазерном спектральном анализе сплавов с одним основным компонентом	28
<i>Воропай Е.С., Ермалицкий Ф.А., Ксенофонтова Н.М.</i> Двухимпульсная лазерная атомно-эмиссионная спектроскопия дисперсионно-твердеющих конструкционных сплавов	33
<i>Врублевский И.А., Дик С.К., Терех А.С., Смирнов А.В., Чернякова К.В.</i> Структура пленок пористого оксида алюминия, формируемых в электролитах на основе органических кислот ...	37
<i>Гайшун В.Е., Коваленко Д.Л., Васькевич В.В., Гришкевич А.Н., Стренк В., Хреньяк Д.</i> Просветляющие золь-гель GeO ₂ , GeO ₂ -SiO ₂ покрытия для ик техники	39
<i>Горобец В.А., Кунцевич Б.Ф., Петухов В.О.</i> Оптимизация параметров излучения импульсных СО ₂ -лазеров для повышения эффективности преобразования в нелинейных кристаллах	47
<i>Горников Ю.И., Оранская Е.И.</i> Высокотемпературные превращения в композитах на основе пирогенного алюмокремнезема и оксида меди	52
<i>Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Ковальчук А.А.</i> Изменение состава покрытия из сплава на основе никеля при лазерной наплавке	58

<i>Достанко А.П., Завадский С.М., Голосов Д.А., Евстафьева М.В.</i>	
Свойства слоев оксида цинка, нанесенных методом ионно-лучевого и реактивного ионно-лучевого распыления	63
<i>Дик С.К., Терех А.С., Смирнов А.В., Корделюк А.В.</i>	
Разработка системы видеорегистрации тремора конечностей человека	68
.....	
<i>Ермалицкий Ф.А., Ермалицкая К.Ф.</i>	
Электрические и лазерные источники возбуждения спектров для прямого малодеструктивного анализа объектов искусства из многокомпонентных сплавов на основе меди	71
<i>Ивлев Г.Д., Гацкевич Е.И.</i>	
Комбинированный милли- и наносекундный нагрев монокристаллического кремния	75
<i>Кобяков О.С., Спиридонов Н.В., Пилецкая Л.И., Кукин С.Ф.</i>	
Лазерное излучение в технологических процессах термоупрочнения деталей машин	79
<i>Купреев М.П., Леонович Е.Н.</i>	
Шлифовальный инструмент повышенной стойкости на легкоплавкой керамической связке ...	85
<i>Тихова Е.Л., Кондратенко В.И., Кондратенко А.А.</i>	
Электромагнитные волны в слоисто-неоднородных средах	90
.....	
<i>Краморева Л.И., Савицкий А.И., Бабков И.Л.</i>	
Формирование многокольцевых мод	94
<i>Мышковац В.Н., Максименко А.В., Баевич Г.А., Грищенко В.В.</i>	
Особенности формирования покрытий из алюминиевых сплавов при импульсном лазерном воздействии	99
<i>Патапович М.П., Пашковская И.Д., Булойчик Ж.И., Нечипуренко Н.И., Танин А.Л., Зажогин А.П.</i>	
Разработка методик изучения временного метаболизма макроэлементов в организме человека по исследованию волос методом лазерной искровой спектроскопии	103
<i>Патапович М.П., Белый П.Н.</i>	
Синтез нанокластеров оксидов кальция из солей введенных в пористые тела при лазернохимическом активировании процессов	107
<i>Пинчук В.Г., Короткевич С.В., Бобович С.О., Морозов В.Н.</i>	
Формирование и разрушение наноструктуры при фрикционном нагружении металлов	111
<i>Рыжевич А.А., Солоневич С.В., Железнякова Т.А., Бушук С.Б.</i>	
Исследование закономерностей лазерофореа с помощью лазерного сканирующего микроскопа	116
.....	
<i>Сердюков А.Н., Шершнев Е.Б., Никитюк Ю.В., Шолох В.Ф.,</i>	

<i>Соколов С.И.</i> Конечно-элементный анализ процесса лазерного термораскалывания кристаллического кварца	121
--	-----

<i>Тарасенко Н.В., Буцень А.В., Шевченко Г.П., Тарасенко Н.Н.</i> Лазерно-индуцированная модификация наночастиц серебра в растворах	125
<i>Толочко Н.К.</i> Закономерности ультразвукового диспергирования углеродных наноматериалов в процессе получения нанокпозиционных покрытий	129
<i>Умрейко Д.С., Зажогин А.А., Комяк А.И., Умрейко С.Д.</i> Исследование процессов образования оксидов урана из шестивалентного урана при лазернохимическом активировании процессов	134
<i>Умрейко Д.С., Зажогин А.А., Комяк А.И., Умрейко С.Д.</i> Исследование процессов образования оксидов урана из уранатных соединений при воздействии сдвоенных лазерных импульсов	138
<i>Ходасевич М.А., Синицын Г.В., Варакса Ю.А.</i> Точность измерения температуры оптическими датчиками на основе отношения интенсивностей перекрывающихся полос флуоресценции	142
<i>Чинь Н.Х., Танин А.Л., Пашковская И.Д., Булойчик Ж.И., Нечипуренко Н.И.</i> Разработка методик анализа распределения макроэлементов по поверхности высохших капель белка методом лазерной искровой спектроскопии	148
<i>Чинь Н.Х., Фадаиян А.Р., Лэ Тхи Ким Ань</i> Исследование процессов образования AlO при многократном воздействии сдвоенных лазерных импульсов на поверхность алюминия	152
<i>Шпак П.В., Войтиков С.В., Чулков Р.В., Апанасевич П.А., Гребчиков А.С., Орлович В.А., Кушваха А., Агравал Л., Майни А.К.</i> Генерация излучения в области 1,5 мкм при каскадном, трех стоксовом вкр преобразовании излучения диодно накачиваемого твердотельного лазера с пассивной модуляцией добротности	156
<i>Bing Zhou, Aleksandr V. Rogachev, Zhubo Liu, Dzmitry G. Piliptsou, Aleksandr S. Rudenkov, Xiaohong Jiang</i> Structure and mechanical properties of diamond-like carbon multilayer films by cathodic arc evaporation	158
<i>Bing Zhou, Aleksandr V. Rogachev, Zhubo Liu, Dzmitry G. Piliptsou, Aleksandr S. Rudenkov, Xiaohong Jiang</i> Structure and	

mechanical properties of diamond-like carbon multilayer films by cathodic
arc evaporation 164

.....

СЕКЦИЯ «АВТОМАТИЗАЦИЯ НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ»

<i>Асенчик О.Д., Курочка К.С., Стародубцев Е.Г.</i> Проектирование программно-аппаратного кластерного вычислительного комплекса для расчета электромагнитных полей оптического диапазона в наноструктурах	169
<i>Астахов П.В., Алешкевич Н.А., Свиридова В.В.</i> Компьютерное моделирование процессов переноса в многослойных средах	174
.....	
<i>Дробышевский В.А., Дробышевский С.В.</i> Система слежения за пользователем в корпоративной сети	178
<i>Егоров А.Н., Егоров Н.Н.</i> Определение площади поверхности произвольной фигуры	182
<i>Есман А.К., Кулешов В.К., Зыков Г.Л.</i> Микрорезонаторные структуры для преобразования ИК-изображений	184
.....	
<i>Козлов А.А., Левчук В.Д.</i> Проектирование структуры имитационной модели средствами визуального UML-редактора	189
<i>Курочка К.С., Лозовская Е.В.</i> Конечноэлементное моделирование распределения электромагнитных волн в тонкой неоднородной пластине	192
<i>Леванцов В.Н., Давыдов В.С.</i> Разработка WEB-приложений на платформе XCODE	196
<i>Маслович С.Ф., Левчук Е.А.</i> Оценка влияния режимов обработки информации вычислительного процесса в многопроцессорной вычислительной системе на время счета распределенной задачи	202
<i>Шаповалова Н.А., Говорушкина Н.А.</i> Автоматизация мониторинга физического состояния и адаптационных возможностей организма человека	206

Научное издание

III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**«ПРОБЛЕМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ
С ВЕЩЕСТВОМ»**

(ПОСВЯЩАЕТСЯ 85-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Б.В. БОКУТЯ)

(Гомель, 9–11 ноября 2011 года)

МАТЕРИАЛЫ

В двух частях

Часть 2

Подписано в печать 02.09.2011. Формат 60x84 ¹/₁₆.
Бумага офсетная. Ризография. Усл. печ. л. 15,8.
Уч.-изд. л. 17,3. Тираж 50 экз. Заказ № 428

Издатель и полиграфическое исполнение :
учреждение образования
«Гомельский государственный университет
имени Франциска Скорины».
ЛИ № 02330/0549481 от 14.05.2009.
Ул. Советская, 104, 246019, Гомель.

