

інноваційні програми ЄС. Важливим складником кампанії стане передача живого особистого досвіду учасників спільних європейських проєктів, керівників європейських пунктів програм в Україні, державних осіб, відповідальних за інноваційні процеси. Можливі виступи зарубіжних експертів високого рівня, які можуть прибути на заходи своїм коштом.

Учасники заходів забезпечуються навчальними посібником із базовою інформацією про діючі інноваційні європейські програми, із зразками, таблицями і покроковою підготовкою коректної проєктної пропозиції, з базовими вимогами до описів наукових та інноваційних проєктних пропозицій для подачі на участь у інноваційних та наукових програмах ЄС, з європейською інноваційною ідеологією. Учасники будуть забезпечені докладно розробленими і апробованими у ЄС європейськими методиками самооцінки проєктних пропозицій та потенційних партнерів за впровадженнями в програмах ЄС стандартами (таблицями, шкалами, показниками, підрахунками балів, оцінками ризиків та переваг, передпроектної перевірки партнерів, аналізу ринку та очікуваних сподівань). Слухачі набудуть вміння самостійно орієнтуватись у програмах, здійснювати пошук партнерів, діяти за європейськими стандартами.

Очікуваний результат

Прискорення і посилення євроінтеграційних процесів в українському науково-технічному середовищі, активізація в науково-технічних колах приватної ініціативи, а також підвищення компетентності державних службовців, відповідальних за інноваційну та євро інтеграційну діяльність, зростання незалежних звернень українських учених з заявками на участь у європейських наукових та інноваційних програмах.

Тарас КІНЬКО

*лауреат премії ім.І.Франка
за кращу наукову роботу
в галузі інформації,
директор БФ „Місія
Інтелектуальних Ініціатив”*



Київ
2009

УКРАЇНСЬКЕ МАТЕРІАЛОЗНАВЧЕ ТОВАРИСТВО

“Вісник” УМТ

1 (2) 2009 **Науково-технічний журнал**
БЕРЕЗЕНЬ КИЇВ **Заснований в 2008 році**
 Выходит 4 рази на рік

Головний редактор
В.В. Скороход

Заступник головного редактора
Л.І. Чернишев

Редакційна колегія:
Анатичук Л.І., Білан І.І., Васил’єв О.Д., Григор’єв О.М., Гриньов Б.В.,
Зінченко В.Ф., Косторнов А.Г., Лобода П.І., Рагуля А.В., Рябічева Л.А.,
Санін А.Ф., Старчак В.Г., Терновий Ю.Ф., Фірстов С.О.

Свідоцтво про державну реєстрацію друкованого засобу
інформації — серія КВ № 12060-93ТР від 04 грудня 2006 р.

Адреса редакції:
вул. Кржижановського, 3, м. Київ, 03142, Україна
Українське матеріалознавче товариство
Тел./факс: (044) 424-20-73
E-mail: chern@ipms.kiev.ua, umrs2004@ukr.net
Web site: www.umrs.kiev.ua

Технічна коректура: *Кінько Т.А.*
Комп’ютерний набір: *Ковинєв А.О.*
Художнє оформлення: *Суркова І.Л.*

Засновник:
Українське матеріалознавче товариство

за сприяння Інституту проблем матеріалознавства
імені І.М. Францевича НАН України

Виготівник Купріянова О.О
Свідоцтво про внесення до Державного реєстру суб’єктів
видавничої діяльності ДК № 315 від 24.01.2001 р.
03142, м. Київ, вул. Кржижановського, 3, ОКТБ, корп. 5, офіс 142.

Формат 84x108/16. Друк офсетний. Папір офсетний.
Обл.-вид. арк. 14,5. Наклад 300. Зам. № 040-09.

IV. Оголошення

У проєкті ставиться за мету надати знання про європейські підходи та базові вимоги, а також про стандарти до проєктних пропозицій, критерії їх оцінки шляхом проведення інформаційно-просвітницької кампанії.

Мета науково-практичної кампанії

- надати знання про європейські інноваційні програми, підходи та базові вимоги, а також про стандарти щодо оформлення проєктних пропозицій і щодо критеріїв їх оцінки,
- надати українським інноваторам можливість правильно осмислювати і позиціонувати себе у інноваційному просторі ЄС, насамперед, у європейських інноваційних програмах, прискорити вихід українських ринково мислячих науково-технічних працівників, винахідників, творчої молоді, підприємців, держслужбовців на рівень готовності до масштабної співпраці у європейських наукових інноваційних програмах за основними критеріями на сумісність мислення та дій.

**Що конкретно і яким чином передбачається здійснити
впродовж терміну реалізації проєкту**

Проєктом передбачено проведення інформаційно-просвітницької кампанії у таких важливих для подальшого інноваційного розвитку України регіональних адміністративних, науково-технічних, промислових і навчальних центрах України, як Харків, Дніпропетровськ, Луцьк та Луганськ для практичної підготовки державних службовців, вітчизняних науковців, винахідників, студентів, викладачів та підприємців до самостійної співпраці в європейських наукових, дослідницьких та інноваційних програмах. Планується їх навчання основам європейських соціально-економічних стратегій, заснованих на побудові „економіки знань”, елементам наукового маркетингу, стандартам європейського підходу до формування проєктних пропозицій, критеріям добору зарубіжних партнерів, основам захисту прав інтелектуальної власності у різних програмах та основам загальної і спеціальної стратегії їх просування в інноваційні програми ЄС. Важливим складовою кампанії стане передача живого досвіду учасників спільних європейських проєктів, керівників пунктів європейських програм в Україні, державних осіб, відповідальних за інноваційні процеси.

План реалізації проєкту

План реалізації кампанії охоплює 12 місяців складається з трьох етапів. Планується провести широкі виїзні заходи в чотирьох адміністративних і науково-технічних центрах України з виготовленням та розповсюдженням навчальних посібникових матеріалів для довготривалого використання у спеціалізованих навчальних закладах, НДІ, адміністративних установах та в зацікавленому бізнес-середовищі.

Проведення виїзних науково-практичних семінарів з навчання основам європейських соціально-економічних стратегій, заснованих на побудові „економіки знань”, наукового маркетингу, стандартам європейського підходу до формування проєктних пропозицій, критеріям добору зарубіжних партнерів, основам захисту прав інтелектуальної власності у різних програмах та основам загальної і спеціальної стратегії їх просування в

VI ОГОЛОШЕННЯ

“УКРАЇНА — ЄС: СПІЛЬНИЙ ІННОВАЦІЙНИЙ ПРОСТІР — СПІЛЬНЕ МАЙБУТНЄ”

У ногу з ЄС

Під такою назвою в Україні розпочалася інформаційно-просвітницька кампанія для учених та винахідників. Її ініціював Благодійний Фонд «Місія Інтелектуальних Ініціатив». Тривалий час БФ «Місія Інтелектуальних Ініціатив» брав участь у заходах цієї тематики як виконавець та партнер проектів, за якими було проведено низку міжнародних інноваційних семінарів і конференцій інноваційної тематики та видано п'ять книг. Тепер настав час виконати проект загальнодержавного масштабу, який би надав знання широкому колу зацікавлених, тим більше що 2009-ий рік проголошений Роком креативності та інновацій у Європейському Союзі.

Отже, Україна втрапила в ногу з ЄС, до якого прагне.

Спонсори та партнери

Проект дістав підтримку МФ «Відродження», який узяв на себе витрати пов'язані з виданням та друком навчальних матеріалів для безкоштовного розповсюдження та оплатою відряджень. Але партнерів у проекту в Україні вже багато, і вони множаться. У відповідь на звернення приєднатися до кампанії відгукнулося Міністерство освіти та науки України, від якого партнерами проекту стали Національний офіс європейської програми EUREKA в Україні, Національний інформаційний пункт в Україні 7 Рамкової програми (ЄС). Приєднався і Київський центр інноваційного розвитку, який є координатором Мережі регіональних центрів інноваційного розвитку Державного агентства України з інвестицій та інновацій. Підтримку проекту надають ОДА. Є інформація про інтерес до проекту і Делегації Європейської комісії в Україні.

З ВНЗ першим підтримав проект Луцький національний технічний університет. Саме тут, у Навчально-виробничому інституті інженерних та інформаційних технологій, що є складовою університету, у травні ц.р. буде дано старт кампанії. Наразі ведуться перемовини з ВНЗ Дніпропетровська, Луганська, Харкова. Якщо справа піде, то будуть й інші.

Проблема, на розв'язання якої спрямовано проект

Проблема у житті суспільства, на вирішення якої спрямовано проект національної інформаційно-просвітницької кампанії, — це подолання розриву між можливостями, які надає українським науковцям, винахідникам, студентам та підприємцям „наука без кордонів”, і їх хронічна необізнаність, як скористатися з цих можливостей у контексті глобалізації та євроінтеграційних процесів, а також синхронізація спільних дій державних службовців, відповідальних за інноваційну діяльність у адміністративних центрах, з інноваційним середовищем.

Зміст

I. Хроніка

Керівники регіональних осередків УМТ 4

Звіт про діяльність Українського матеріалознавчого товариства у 2008 році..... 6

II. Доповіді учасників V Міжнародної конференції «Матеріали та покриття в екстремальних умовах: дослідження, застосування, екологічно чисті технології виробництва й утилізації виробів»

А.Г.Косторнов, В.В.Скорород, В.П.Солнцев, Г.А.Фролов
Обеспечение теплового режима космических аппаратов в широком диапазоне температурных условий 8

В.П.Маслов
Микро- и нанотехнологии соединения прецизионных деталей оптико-электронных приборов..... 18

В.М.Змий, С.Г.Руденький, Н.Ф.Карцев, М.Ю.Бредихин
Влияние активатора, жидких сред и процесса СВЧ на получение в вакууме комплексных защитных покрытий на конструкционных материалах 36

В.Е.Стрельницкий, А.И.Калиниченко, С.С.Перепелкин
Возникновение и роль напряжения сжатия при ионном осаждении алмазоподобной пленки 43

А.Ф.Санин, С.А.Божко, Л.Л.Щеглова, В.Ю.Скачкоборас, И.С. Божко
Формирование пористого каркаса порошковых антифрикционных материалов 51

В.В.Грачев, Р.В.Соловьев
Двухмерная модель синтеза нитридных материалов в режиме горения: влияние теплотерь..... 59

В.Ф.Зінченко, Г.Л.Кочерба, Є.В.Тімухін, В.П.Соболь, О.В.Мозкова, Б.А.Горштейн
Розробка і властивості фторидних матеріалів і покриттів для оптичних систем, що функціонують в екстремальних умовах 66

П.С.Смертенко, Л.И.Чернышев, А.В.Марьенко
Реализация идеи трансформации и синергии кластеров в инновационной деятельности..... 87

III. Науково-організаційна діяльність

В.М.Крячек, Л.И.Чернышев, А.В. Рагуля
Мировой опыт организация инновационного процесса и трансфера технологий 95

IV. Оголошення, реклама

I. Хроніка

Керівники регіональних осередків УМТ

№ п/п	Назва місцевого осередку та колективу засновників	Прізвище, ім'я та по-батькові голови осередку	Адреса керівника осередку, № телефону, факс, e-mail
1	2	3	4
1	Вінницький місцевий осередок	Огородніков Віталій Антонович	Державний технічний університет, м. Вінниця, тел.:(067)589-71-15 e-mail:ova@inmt.vstu.vinnica.ua
2	Волинський місцевий осередок	Рудь Віктор Дмитрович	Інститут інженерних та інформаційних технологій при Державному технічному університеті, м. Луцьк, тел.:(03322)62-519, 94-816 e-mail:dekan@rud.lutsk.ua
3	Дніпропетровський місцевий осередок	Санін Анатолій Федорович	Національний університет, м. Дніпропетровськ, тел.:(0562)47-22-50 моб.:8-067-563-62-55 e-mail:sinter@ukr.net
4	Донецький місцевий осередок	Метлов Леонід Семенович	Фізико-технічний інститут ім. О.О.Галкіна НАН України, м. Донецьк, тел.:(062)311-11-21 факс:(062)337-75-13 e-mail:lsmet@kinetic.ac.donetsk.ua
5	Запорізький місцевий осередок	Спектор Яков Ісаакович	Український науково-дослідний інститут спеціальних сталей, сплавів і феросплавів, м. Запоріжжя, тел.:(0612)334-035, 396-661 факс:(0612)331-136, 336-060 e-mail:ussi@comint.net
6	Київський міський місцевий осередок	Рафал Олександр Наумович	Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, м. Київ, тел./факс:(044)424-20-73 тел.:(044)424-22-64 e-mail:chern@ipms.kiev.ua
7	Київський обласний місцевий осередок	Вольфман Володимир Ілліч	Броварський завод порошкової металургії, Київська обл., м. Бровари тел. (294)501-82; 522-65 факс: (294)505-85; 629-24 e-mail:pmplant@pmplant.com
8	Кіровоградський місцевий осередок	Кропівний Володимир Миколайович	Національний технічний університет, м. Кіровоград тел.(0522)559-722 e-mail:kntu@infocom.kr.ua

III. Науково-організаційна діяльність

17. Сон Л. П. Государственное обеспечение развития социально-трудовой сферы в секторе малого бизнеса России // Гос. Служба. — М., 2004, № 9. — С. 23–24.

18. Canadian university — industry linkage needs effort // Ibid, Vol. 21, No. 9. — P. 101–102.

19. Юсупова Н. Государственная поддержка малого бизнеса в США // Менеджмент в России и за рубежом. — М., 1999. — № 5. — 256 с.

20. Acs Z. J. Public policies to support new technology-based firms (NTBFs) // Science and publ. policy. — Guildford, 1999. Vol. 26, No. 4. — P. 247–257.

21. Курочкин В. Н. Принципы функционирования национальной инновационной системы (НИС) и проблемы формирования НИС в России. — М.: Пашков дом. — 2003. — 172 с.

22. Колодюк А. Риск и прибыль венчурного бизнеса // Інформаційний вісник “Інновації & промисловість”. — К.: Київ, 2007, № 1. — С. 79–81.

23. Соловьев В. П. Инновационная деятельность как системный процесс в конкурентной экономике (синергетические эффекты инноваций). — К.: Феникс. —2006. — 560 с.

имеющаяся законодательная база, направленная на осуществление практического использования результатов научных разработок. На пути выхода украинских ученых на мировой высококонкурентный рынок возникают серьезные препятствия, в том числе связанные с юридическими и финансовыми проблемами включения украинского научного сообщества в международное научное сообщество.

Обобщен опыт практической реализации результатов научных работ в промышленных странах мира.

Ключевые слова: *трансфер технологий, современные формы трансфера.*

Experience of practical realization of scientific results in industrial word countries.

Keywords: *technology transfer, modern forms of transfer.*

1. *Інноваційний розвиток економіки: модель, система управління, державна політика* / За ред. д-ра екон. наук, проф. Л. І. Федулової — К.: Основа. — 2005. — 552 с.
2. *Polt W., Rammer Ch., Gassler H. et al.* National models of research-industry interaction and innovation activity // Science a. publ. policy. — Guildford, 2001. — Vol. 28. — No. 4. — P. 247–258.
3. *Viale R., Campodall’ Ortos.* An evolutionary Triple Helix to strengthen academy–industry relations: Suggestion from European regions // Science and publ. policy. — Guildford, 2002. — Vol. 29, No. 3. — P. 154–168.
4. *Бернадський В. Н.* Особенности инновационного процесса в создании и трансфере высоких технологий // Обзорная информация ИЭС. — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. — 2006, № 1. — 19 с.
5. *Heydebreck P., Klofsten M., Maier J.* Innovation support for new technology — based firms: The Swedish technopol approach // RaD management. — Oxford, 2000. — Vol. 30, No. 1. — P. 89–100.
6. *Ситила К.* Государственная поддержка развития инновационной экономики: опыт Финляндии // Социальные и гуманитарные науки. Отечественная и зарубежная литература. Сер. 8. Науковедение: РЖ/РАН. ИНИОН. Центр научн.-информ. исследований по науке, образованию и технологиям. Реферат 2004.02.003. — 2004, № 2. — С. 18–21.
7. *Bass S. J.* Japanese research park: national policy and local development // Red. Studies. — Oxford etc., 1998. — Vol. 32, No. 5. — P. 391–403.
8. *Зінченко О. П.* Організація системи трансферу технології у Центрі високих технологій та інновацій // Інформаційний вісник “Інновації & промисловість”. — К.: Кий. — 2007, № 1. — С. 38–43.
9. *Соловьев В. П.* Конкуренция в условиях инновационной модели развития экономики // К.: Феникс, 2006. — 165 с.
10. *Technology* linkages: Contract R&D, public–private partnerships and industrial alliances // Science and engineering indicators 2006 / Nat. science board. — Vol. 1, Chapt. 4–31–4–38.
11. *MacBryde J.* Commercialisation of university technology: a case in robotics // Technovation — Amsterdam, 1997. — Vol. 17, No. 1. — P. 39–46.
12. *Canada’s* 1200 new research chairs // Outlook on science policy. — L. — 1999. — Vol. 21, No. 10. — P. 110–111.
13. *Kobajashi Sh., Okubo Y.* Demand articulation a key factor in the reconfiguration of the present Japanese science and technology system // Science and publ. police. — Guildford, 2004. — Vol. 31, No. 1. — P. 55–67.
14. *Sum Kim G.* Is government investment in RaD and marker environment needed for indigenous privat RaD in less developed countries: evidence from Korea // Science a. publ. polici. — Guildford, 2000. — Vol. 27, No. 1. — P. 13–22.
15. *Jones G.* Firm’s organizational characteristics and innovative mode // Management intern. rev. — Wiesbaden, 2003. — Vol. 43, No. 1. — P. 63–84.
16. *Kates S.* About the new interpretation of classical market theory // History of economics rev. — Sydney, 2005. — No. 4. — P. 49–60.

9	Кримський осередок	Мурзін Лев Михайлович	Севастопольський національний технічний університет, м. Севастополь тел.(0692)54-06-67 моб.8-050-271-23-21 e-mail:murzin60@rambler.ru
10	Луганський місцевий осередок	Рябічева Людмила Олександрівна	Східноукраїнський національний університет ім. В.Даля, м. Луганськ тел.:(0642)500-728, 417-412 факс:(0642)413-160 e-mail:material@snu.edu.ua
11	Львівський місцевий осередок	Кунтий Орест Іванович	Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів тел.:(032)258-27-21 e-mail:kunty@polynet.lviv.ua
12	Миколаївський місцевий осередок	Сизоненко Ольга Миколаївна	Інститут імпульсних процесів та технологій НАН України, м. Миколаїв тел.(067)294-37-71 e-mail:sizonenko43@rambler.ru
13	Одеський місцевий осередок	Зінченко Віктор Федосійович	Фізико-хімічний інститут ім. О.В.Богатського НАН України, м. Одеса тел.:(048)766-23-98 e-mail:vfzinchenko@ukr.net
14	Прикарпатський місцевий осередок	Криль Ярослав Антонович	Національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ тел.:(03422)48-241 факс:(03422)42-139 e-mail:kryl@nung.edu.ua; zvd@nung.edu.ua
15	Харківський місцевий осередок	Похил Юрій Анісимович	Фізико-технічний інститут низьких температур НАН України, м. Харків тел.:(057)340-30-19 e-mail:pokhyl@ilt.kharkov.ua
16	Херсонський місцевий осередок	Марончук Ігор Євгенович	Державний університет, м. Херсон тел.:(066)815-26-84 e-mail:nanotecsv@gmail.com
17	Черкаський місцевий осередок	Унрод Володимир Ізяславович	Державний технологічний університет, м. Черкаси тел.:(0472)430-022 факс:(0472)434-481 e-mail:unrod@chiti.uch.net
18	Чернівецький місцевий осередок	Лавська Людмила Петрівна	Інститут термoeлектрики НАН України, м. Чернівці тел.:(03722)75-860 факс:(03722)41-917 e-mail:ite@cv.ukrtel.net
19	Чернігівський місцевий осередок	Старчак Валентина Георгіївна	Державний технічний університет, м. Чернігів тел.:(04622)734-392 факс:(04622)241-369 e-mail:mech@stu.cn.ua

КОРОТКА ІНФОРМАЦІЯ ПРО ДІЯЛЬНІСТЬ УКРАЇНСЬКОГО МАТЕРІАЛОЗНАВЧОГО ТОВАРИСТВА (УМТ)

Реальна діяльність УМТ як громадської організації розпочалася у 2004 році після реєстрації у Міністерстві юстиції України.

Рік видався багатим на події.

На протязі 2008 року за участі УМТ було проведено Міжнародну конференцію «Матеріали та покриття в екстремальних умовах» (Велика Ялта, АР Крим), у якій взяло участь близько 250 вчених та спеціалістів з України, Росії, Білорусі, Грузії, США, Німеччини, Великої Британії, Литви, Польщі та інших країн. Одним із співорганізаторів конференції була така поважна і знана в Україні організація, як Український науково-технологічний центр (УНТЦ). Було обговорено найцікавіші та найважливіші напрямки матеріалознавства, орієнтовані на створення та впровадження матеріалів, спроможних працювати в умовах підвищених температур, агресивних середовищ, високих тисків тощо. Як і завжди на таких конференціях, велику увагу було приділено матеріалам для ракетно-космічної техніки. У ході конференцій цієї тематики вперше обговорювалися проблеми можливої кооперації щодо проведення наукових досліджень, участі у міжнародному співробітництві, зокрема, у європейських Рамкових програмах та програмі EUREKA. Ці конференції стали регулярними, остання з них, що відбулася у 2008 році, була вже п'ятою. В цьому випуску ми публікуємо найбільше цікаві доповіді, які були заслухані на цій конференції.

Знаменною подією у діяльності УМТ у перші роки його існування став вступ до шанованої організації — Федерації європейських товариств матеріалознавців (FEMS), де УМТ є єдиною з-поміж усіх країн СНД організацією вчених з питань створення нових матеріалів. У цій європейській Федерації досить плідно співпрацюють об'єднання вчених-матеріалознавців з багатьох країн Європи.

Членів УМТ постійно інформували щодо діяльності європейських Рамкових (Шостої та діючої Сьомої) програм.

Було відкрито веб-сторінку товариства (www.umrs.kiev.ua).

Усвідомлюючи важливість підготовки молодих учених, УМТ разом з Британською Радою в Україні восени 2006 року організувало тижневий семінар з питань сучасного матеріалознавства, учасниками якого були молоді українські (Київ, Донецьк, Львів, Одеса) та британські вчені, які представляли знані англійські університети (Кембридж, Оксфорд та інші). Профінансований Британською Радою, семінар викликав неабиякий інтерес в учасників та слухачів. Видано збірку доповідей учасників. Успішну практику співробітництва буде продовжено.

У 2006 році було отримано офіційний дозвіл Міністерстві юстиції України на видання збірника “Вісник Українського матеріалознавчого товариства”.

Найвизначнішим заходом, у якому УМТ брало участь у 2007 році, стало проведення Міжнародної конференції HighMatTech-2007. Вона стала фактичним продовженням конференцій HighMatTech у рамках руху матеріалознавців Схід-Захід, які викликали значний інтерес серед спеціалістів наприкінці 80-х років минулого сторіччя. Вирішено, що конференції з надзвичайно широкою тематикою під такою назвою проводитимуться відтепер раз на два роки.

У планах УМТ підписання договорів про науково-технічну взаємодію з іншими закордонними організаціями, що сприятиме участі українських

Венчурное финансирование — финансирование новых предприятий и видов деятельности, которые считаются наиболее рискованными, вследствие чего они не могут получить финансирование из общепринятых источников (банковский кредит или заем). Венчурный капитал аккумулируется из различных источников: небольших частных вкладов, а также инвестиций страховых компаний, других фондов, банков, иностранных инвесторов, корпораций. Опыт показывает, что основным источником венчурного капитала (до 75%) выступают другие фонды, в том числе пенсионные. Размеры капиталов венчурных фондов колеблются от нескольких миллионов до нескольких сот миллионов долларов [20].

Опыт венчурных фондов, например, в США, показывает, что один такой фонд может дать сотни миллионов долларов дохода в год от внедренной на рынке научной продукции. В 1996 г. в 20 странах Европы насчитывалось 500 венчурных фондов, а объем их инвестиций достиг 6,8 млрд. долларов США [19].

Различные фирмы венчурного инвестирования успешно развиваются во многих странах мира — Германии, Бельгии, США и др.

Впечатляющие успехи венчурных инвесторов при финансировании новых наукоемких предприятий являются стимулом для развития этой сферы деятельности. Ее привлекательность и возрастающее внимание со стороны частных инвесторов объясняются высокой прибыльностью. Например, в США в 1995–1998 г.г. по действующим венчурным компаниям она составляла в среднем 32% [21]. В последние годы прибыльность увеличилась и составляет от 40 до 100 и выше процентов [22].

Процесс мировой интеграции и глобализации способствует созданию и ускоренному развитию национальных, региональных и международных сетей центров передачи инноваций.

Центры передачи технологий и других инноваций, входящие в Европейскую сеть, имеют широкий спектр специализированных услуг [23].

Определяющей задачей Центров по транснациональному посредничеству является формирование сводной базы данных о предлагаемых технологиях и запросов на них. Эта база данных поддерживается центральным подразделением сети Центров (Innovation Research Centers — IRS) в Люксембурге и доступна для всех региональных Центров через сеть Интернет.

Наряду с национальными и межгосударственными (транснациональными) во многих странах, как отмечалось выше, работают и региональные центры передачи технологий. В Украине (г.Киев) с 2006 г. функционирует Центр высоких технологий и инноваций, который является самодостаточной информационной системой, что содействует организации инновационных процессов с соблюдением международных стандартов качества и обратной связи с основными партнерами на отечественном и мировом рынках высоких технологий и венчурного капитала. [8].

Таким образом, организационные формы переноса технологий многообразны. Это, как уже указывалось, могут быть инновационные центры или фонды, технопарки, кластеры, инкубаторы, малые и средние предприятия, венчурные фирмы, патентные, лицензионные и внедренческие подразделения в университетах и другие. В большинстве развитых стран используются все перечисленные варианты.

Главной проблемой коммерциализации результатов научных исследований в Украине является отсутствие внутреннего потребителя, т. е. масштабного внутреннего рынка высоких технологий. Недостаточно используется и

Это связано с высокой эффективностью функционирования мелких и средних предприятий. Так, по данным Национального научного фонда США:

- на каждый вложенный в исследовательские работы доллар фирмы с численностью до 100 человек поставляют на рынок в 4 раза больше нововведений, чем компании, где работают более 1000 человек;
- разработки инноваций на малых и средних предприятиях длятся приблизительно 2,2 года, в то время как на крупных — не менее 4 лет [15].

Кроме того, по данным многих исследований в силу своих размеров малые и средние предприятия больше, чем крупные, приспособлены к рыночной среде, требующей от менеджмента не только быстрого, точного, но и подлинно инновационного мышления.

В современной экономике именно малому и среднему предпринимательству принадлежит подавляющая доля в выполнении такой фундаментальной социальной функции, как создание новых рабочих мест. Например, в США такого рода предприятия в 1990–1994 гг. создали 5 млн. рабочих мест. В Великобритании на фирмы с численностью работающих менее 50 приходится 44% всех занятых в экономике, а с 1997 г. число таких фирм возросло на 150 тыс. [16]. Доля малого бизнеса в развитых странах в ВВП превышает 60% [17].

Во многих странах правительства проводят политику активной поддержки малых и средних фирм. В США, например, ряд программ (Программа переноса технологий в среду мелкого бизнеса, Программа инновационных исследований мелкого бизнеса и др.) ориентированы на укрепление потенциала коммерциализации нововведений, на оказание помощи новым предприятиям, на формирование системы консультирования (охватившей 50 штатов), на более совершенную защиту прав интеллектуальной собственности. В стране реализуется несколько кредитных программ помощи мелкому бизнесу. В рамках двух таких программ оказывалась поддержка двум тысячам высокотехнологичных фирм.

Как видно, сектор малых предприятий выступает в современной рыночной экономике уникальным ресурсом экономического роста и эффективного развития всех аспектов социально-трудовой сферы. Вместе с тем он содержит и большое количество рисков. Этими рисками необходимо со знанием дела управлять, иначе возможности сектора не будут реализованы.

Для малых “молодых” предприятий очень велик риск разорения. Так, в США из общего количества вновь открываемых малых фирм 85% разоряются через год [19].

Кроме того, у малого бизнеса есть и “естественный враг” — крупный бизнес, которому не нужна создаваемая для него малыми и средними предприятиями конкуренция на рынках наукоемкой продукции и на рынке труда.

Одной из форм интенсификации инновационных процессов и трансфера технологий является такое финансирование новых предприятий, как венчурное. Оно приобретает все большую популярность.

С помощью венчурного финансирования инвесторы участвуют непосредственно в капитале в основном мелких и средних молодых, быстро развивающихся предприятий, выпускающих научно- и технологическую продукцию. В отличие от получения кредитов они не получают в этом случае проценты на привлеченный капитал, но заинтересованы в текущем повышении рентабельности. Увеличение стоимости предприятий отражается непосредственно на изменении стоимости участия.

матеріалознавців у спільних договорах, які можуть фінансуватись закордонними фондами. Від осередків УМТ очікується значна активність для створення банку передових розробок, які можуть бути запропоновані для розвитку співробітництва з іноземними вченими.

У січні 2006 року відбулось засідання керівництва УМТ разом з керівниками осередків, на якому ухвалили щорічний індивідуальний членський внесок у розмірі 60 гривень (5 (!) гривень на місяць). За даними 2006 року в УМТ нараховувались близько 50 членів з 17 регіональних осередків, що, беручи до уваги значну кількість матеріалознавчих організацій, інших установ, кафедр ВУЗів, видається дуже незначною сумою. Пільгою для членів УМТ є можливість 50%-ної оплати організаційного внеску при участі у роботі міжнародних конференцій, які проводить УМТ. Крім того, членам УМТ надаються пільги для участі у заходах, що проводить FEMS.

Значний фінансовий внесок у діяльність УМТ вносить Інститут проблем матеріалознавства НАН України. Відзначимо активність Одеського, Черкаського, Львівського, Чернігівського, Запорізького та Дніпропетровського осередків УМТ.

Внески членів УМТ витрачаються на канцелярські товари при підготовці конференцій, видання Віснику УМТ, підтримку роботи веб-сторінки, оплату членства до FEMS та інше.

У 2007 році було створено Інформаційний центр УМТ, який забезпечить обслуговування своїх абонентів реферативною, повнотекстовою та патентною літературою, що видається в основних світових наукових видавництвах.

У 2008 році за участю УМТ було організовано та проведено кілька міжнародних конференцій. Так, у травні минулого року пройшла конференція з питань матеріалознавства тугоплавких сполук, присвячена 90-річчю видатного вітчизняного матеріалознавця, члена-кореспондента НАН України Г. В. Самсонова, у вересні було проведено ювілейну V конференцію «Матеріали та покриття в екстремальних умовах» у Криму. Вперше в практиці українських організацій спільно з Варшавською політехнікою відбулася сесія «Конструкційна і функціональна кераміка та композити на її основі» у рамках осінньої конференції E-MRS у Варшаві.

Увага! Керівництво УМТ звертається до всіх членів нашої організації з проханням направляти матеріали для публікації в нашому журналі. Це можуть бути оглядові статті з найбільш цікавих та перспективних напрямків сучасного матеріалознавства, нетрадиційні думки щодо його розвитку в майбутньому, теоретичні та експериментальні роботи та ін. Ми зробимо наш журнал з ВАКівським представництвом.

*І. Чернишев,
виконвчий директор УМТ*

II. Доповіді учасників П'ятої міжнародної конференції

УДК 629.76/78; 629.78; 629.76

А.Г. Косторнов, В.В. Скороход, В.П. Солнцев, Г.А.Фролов

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ

Представлено результати розробки технологій отримання нових матеріалів та конструктивних рішень з метою забезпечення теплового режиму роботи космічних апаратів. Серед них — теплові труби з використанням різних капілярних структур, створення багаторазового теплового захисту з використанням металів, реалізація процесу абляції.

Ключові слова: тепловий режим, космічні апарати, теплові труби, капілярні структури, металевий тепловий захист, абляція.

Введение

Обеспечение тепловых режимов космических аппаратов (КА) при выведении, на орбите и при входе в плотные слои атмосферы является одной из важнейших задач при проектировании ракетно-космической техники. Незначительные отклонения теплового состояния конструкции КА от заданных условий могут привести к ее перегреву или переохлаждению при длительной эксплуатации на орбите, а недостаточная тепловая защита при спуске в плотных слоях атмосферы вообще может уничтожить КА. Диапазон температур, при которых находятся отдельные конструкции КА при эксплуатации на орбите и спуске в атмосфере, может изменяться от минус 100 °С до 3000 °С и выше.

Для охлаждения и термостабилизации космической аппаратуры и оборудования с конца 60–х гг. прошлого века нашли широкое применение тепловые трубы (ТТ). В настоящее время в ведущих странах мира уделяется значительное внимание созданию ТТ с высокими теплофизическими характеристиками, которые имеют низкие значения термического сопротивления. В институте проблем материаловедения НАН Украины (ИПМ НАНУ) разработаны высокоэффективные тепловые трубы с металловолоконными капиллярными структурами (МВКС), успешно функционирующие в широких диапазонах рабочих температур и плотности тепловых потоков. Однако закономерности капиллярного транспорта и теплообмена при испарении и кипении в капиллярных структурах (КС) различных типов до настоящего времени исследованы недостаточно. Ряд капиллярно-пористых структур, используемых в ТТ, обладает структурными и теплофизическими характеристиками,

© Скороход Валерій Володимирович, академік НАН України, директор Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Косторнов Анатолій Григорович, академік НАН України, Фролов Геннадій Олександрович, доктор техн. наук, Солнцев Віктор Петрович, кандидат техн. наук — співробітник цього ж інституту.

III. Науково-організаційна діяльність

- консорциумы для проведения НИР;
- объединенные частно-государственные программы;
- проекты в рамках Программы исследований по новейшей технологии (Exploratory research for advanced technology — ERATO).

Промышленный сектор в Японии обеспечивает до 80% затрат на проведение НИР; основной объем средств направляется на разработку и коммерциализацию новой технологии. Правительство специализируется на финансировании фундаментальных исследований. Японские консорциумы в НИР — это система временных объединений одноотраслевых компаний для проведения кооперационных НИР и переноса полученных технологий в “свой” фирмы. По сравнению с американскими CRADA консорциумы являются более открытыми. Они являются важнейшим звеном в трансфере нововведений.

В рамках программы ERATO японская корпорация по развитию исследований содействовала переносу технологий, полученных в структурах ERATO, занималась главным образом отбором талантливых и перспективных специалистов в подразделениях частных компаний, вузах и в зарубежных учреждениях. Они должны были составить команду, работающую в одной лаборатории.

Кроме того, в 90-е годы в Японии стали возникать инкубаторы, число которых к настоящему времени достигло 130, причем особенно активно оно росло в последние годы [13]. Малый и средний бизнес может получать государственные контракты, субсидии и налоговые льготы, которые ранее правительство предоставляло только крупным корпорациям. Был принят закон о поддержке передачи технологий университетами, способствующий более активной передаче результатов научных исследований из университетских лабораторий в частный сектор.

Одной из важнейших задач стимулирования инновационной деятельности в менее развитых странах является активизация научно-исследовательской деятельности в промышленном секторе. Этой цели служат разнообразные стимулирующие механизмы: субсидии, налоговые льготы, льготные кредиты, финансовая поддержка, государственные закупки. Однако все эти механизмы в большинстве развивающихся стран не дают ожидаемой отдачи. Лишь немногие фирмы пользуются стимулами, предложенными государством. Главная причина заключается в том, что в промышленности таких стран не существует спроса на новые технологии.

В силу того, что развивающиеся страны и страны с переходной экономикой обладают собственной уникальной экономической и рыночной средой, любая политика, использующая механизмы развитых стран, может привести к совсем иным результатам. Эффективность инновационной политики, особенно ее стимулирующий механизм, в значительной мере зависит от экономической ситуации страны, в том числе от ценовой ситуации, кадров, рынка и др.

Поэтому при выборе собственной стратегии этой политики они тщательно анализируют мировой опыт и основные направления инновационной стратегии.

Как уже отмечалось ранее, многие страны в процессе трансфера наукоемких и высоких технологий вовлекают малые и средние предприятия и фирмы. Новые технологические фирмы этого типа признаются во многих странах одним из решающих факторов будущего экономического роста государства.

конкурентоспособных зон, которые объединены в одну сеть, включающую производство, исследование и образование. Фактически это развитие идеи технопарков. В конкурсном отборе и сопровождении данного проекта активно участвует Агентство ANVAR. Для финансирования специальных зон выделено более 1,5 млрд. евро на 3 года, а также предусмотрены налоговые, социальные и кредитные льготы.

Сдвиг в национальной экономической стратегии в сторону опоры на научный потенциал наметился в Канаде в начале 90-х гг., когда получила распространение концепция инновационной системы. Начиная с 1994 г., канадское правительство сделало ставку на формирование “дружественного инновационного климата”, а с 1996 г. приоритетной целью инновационной стратегии провозглашается создание “экономики знаний”. Организует эту работу Национальный исследовательский совет, выполняя инновационные задачи национальной, региональной и международной значимости. В их числе сотрудничество с промышленностью по разработке стратегии управления инновациями, техническая и финансовая поддержка мелких фирм, формирование консорциумов со средними и крупными компаниями, разработка долгосрочных исследований и стратегических технологий, поощрение трансфера технологий и их коммерциализации.

Правительство Канады озадачено проблемой максимальной экономической и социальной отдачи от своих вложений в университетские НИР, которые являются важным элементом канадской инновационной системы. В этом секторе выполняется 21% национальных НИР, здесь сосредоточен 31% канадского кадрового потенциала, университетские ученые дают 65% научных публикаций в стране. Поэтому наряду со своей традиционной ролью подготовки кадров, проведения фундаментальных исследований и оказания обществу консультативных услуг университеты должны шире подключиться к коммерциализации исследований, профинансированных государством. С этой целью рекомендуется использовать образовательные ресурсы на подготовку специалистов с предпринимательскими, коммерческими и техническими навыками [12].

Центральным звеном системы государственной поддержки инновационной деятельности в Финляндии является Фонд поддержки и изобретательства [6]. Он представляет собой инновационный центр, оказывающий помощь изобретателям и предпринимателям в освоении инноваций и выходе на национальный и международный рынки. Центр служит связующим звеном между изобретательскими, малыми и средними фирмами, университетскими исследовательскими институтами, промышленностью и другими организациями как в Финляндии, так и за ее пределами.

Финансовая помощь оказывается малым фирмам и изобретателям, если они нуждаются в средствах на разработку и коммерциализацию идеи. При успешном завершении проекта Фонд получает определенную долю дохода от реализации новинки. В случае неудачи возврата субсидии не предусматривается, ее списывают как убыток. Основные средства Фонд получает от Министерства торговли и промышленности, и его годовой бюджет составляет 5 млн. евро. Работники Фонда работают в центральном офисе, в 16 региональных представительствах и в 12 основных университетах страны.

В Японии правительственные научно-исследовательские лаборатории имеют более тесные связи с промышленностью, чем в США [13]. Они используют три формы переноса технологий:

изменяющимися в широких диапазонах. Среди известных в наше время типов КС (сетчатые, порошковые, ячеистые, волокновые, металлопеновые, конструкционные, гофрированные и т.п.) лучше всего отвечают предъявляемым техническим требованиям МВКС, что и определило их выбор и применение при разработке ТТ в ИПМ НАНУ [1].

Широкий диапазон изменения температур на различных участках поверхности КА предъявляет повышенные требования к материалам, предназначенным для использования в качестве тепловой защиты при входе в атмосферу как многоразовых, так и одноразовых космических аппаратов. В ИПМ НАНУ совместно ГП «КБ «Южное» разработан материал, получивший название ЮИПМ, который прошел испытания на стендах ИПМ НАНУ в условиях лучистого и конвективного нагрева. В результате обобщения результатов исследований аблирующих теплозащитных материалов была установлена закономерность, позволяющая прогнозировать предельные тепловые возможности материала.

Исследование теплофизических характеристик тепловых труб с разными теплоносителями и капиллярными структурами

При разработке тепловых труб с новыми капиллярными структурами были проведены исследования гидродинамических процессов при капиллярном транспорте жидкостей–теплоносителей и теплофизических процессов при испарении и кипении на поверхностях с различными КС. Полученные результаты показывают, что волокновые металлические материалы, изготовленные из гладких дискретных волокон заданных размеров, обеспечивают большую высоту капиллярного поднятия жидкостей, чем аналогичные порошковые материалы. Однако они уступают по указанной характеристике комбинированным порошково-волокновым материалам, содержащим точечные (металлический порошок) и линейные (металлические волокна) элементы, приблизительно на 30 %. По-видимому, эти композиции исходных фракций обладают большей удельной поверхностью и порами меньшего размера, т. е. большей свободной поверхностной энергией. В результате происходит подъём жидкости-теплоносителя на большую высоту. При отсутствии градиента давлений жидкость в пористом материале перемещается под действием капиллярного давления, что обусловлено прежде всего размерами среднего гидравлического диаметра данной КС. По этой причине наблюдаемое в разработанных композициях уменьшение размеров пор приводит к увеличению скорости перемещения жидкости по длине образцов также примерно на 30 %.

Были проведены исследования теплофизических процессов испарения и кипения жидкостей на поверхностях с КС в условиях капиллярного транспорта (режим, характерный для тепловых труб) и в условиях “затопления” (или “заливки”), типичных для работы термосифонов. В результате установлено, что начало закипания жидкостей (вода, этанол, ацетон) на поверхностях с пористыми структурами как в условиях капиллярного транспорта, так и в условиях “затопления”, происходит при значительно меньших температурных напорах (разность температур “несущая поверхность” — жидкость), по сравнению с кипением на гладких технических поверхностях. Это обеспечивает и большие значения коэффициентов теплоотдачи. Отмеченный эффект объясняется изменением условий формирования паровых зародышей — потенциальных паровых пузырьков, отводящих большую часть тепла при кипении.

Таблиця.
Сравнительные характеристики тепловых труб различных типов, полученные при испытаниях ТТ на теплофизическом стенде

№	Тип капиллярно-пористой структуры (КПС)	Характеристики					
		Пористость Θ , %	Толщина КС $\delta_{КС}$ мм	Жидкость	Термическое сопротивление ТТ $R_{ТТ}$ К/Вт	Перепад температур по ТТ (при $Q = 30$ Вт) ΔT , К	Перепад температур по ТТ (при $Q = 60$ Вт) ΔT , К
Тепловые трубы с обычными металловолоконными пористыми структурами							
1	Металловолоконная	79,3	0,8	ацетон	0,182	5,46	10,92
2	Металловолоконная	80,2	0,8	ацетон	0,184	5,52	11,04
3	Металловолоконная	80,9	0,8	ацетон	0,187	5,61	11,22
4	Металловолоконная	60,4	0,8	ацетон	0,153	4,59	9,18
5	Металловолоконная	59,7	0,8	ацетон	0,151	4,53	9,06
Тепловые трубы с градиентными пористыми структурами							
6	Волокново-порошковая	$\cong 60$	0,8	ацетон	0,128	3,84	7,68
7	Волокново-порошковая	$\cong 60$	0,8	ацетон	0,107	3,21	6,42
8	Волокново-порошковая	$\cong 60$	0,8	ацетон	0,109	3,27	6,54
9	Переменная Θ (по площади)	87/40	0,8	ацетон	0,068	2,04	4,08
10	Переменная Θ (по площади)	87/40	0,8	ацетон	0,066	1,98	3,96
11	Переменная Θ (по длине ТТ)	87- 50	0,8	ацетон	0,065	1,95	3,90
12	Переменная Θ (по длине ТТ)	87- 50	0,8	ацетон	0,062	1,86	3,72
13	Переменная Θ (по длине ТТ)	87- 50	0,8	ацетон	0,060	1,80	3,60
14	Переменная Θ (по длине ТТ)	87- 50	0,8	ацетон	0,057	1,71	3,42

На обеспечение совместных (институт-предприятие) промышленных исследований из бюджета Министерства экономики ФРГ выделяются в распоряжение AiF значительные средства, одновременно часть их привлекается и от соответствующих отраслей производства. AiF отбирает проекты научно-исследовательских работ, обеспечивает их финансовую поддержку, экспертную оценку проектов и полученных результатов, а также координацию последующей реализации результатов совместных инновационных разработок.

Начиная с 1996 г., AiF организовала в странах Центральной и Восточной Европы, включая Россию, Украину, Грузию и Узбекистан, сеть, которая включает десятки контактных бюро. Они оказывают содействие и необходимую поддержку немецким предприятиям малого и среднего предпринимательства по поиску в соответствующих странах деловых партнеров для разработки инновационных продуктов и технологий, имеющих определенную долю технического и экономического риска. Эти же бюро способствуют и созданию совместных структур.

В систему переноса технологий в ФРГ включены также Немецкое научно-исследовательское общество (ННИО), институты Макса Планка и Фраунгофера.

Каждый из 48 институтов общества Фраунгофера специализируется в определенной отрасли, например (полупроводники, солнечная энергия, биотехнологии и др.) и ведет совместные исследовательские проекты с сотрудниками из частных фирм. Так же, как в американской CRADA, финансовые и кадровые ресурсы на партнерских началах обеспечивают правительство и промышленность.

Во Франции финансирование, передачу и внедрение инновационных продуктов, процессов и технологий в промышленность (и в первую очередь в малые и средние предприятия) различных отраслей обеспечивает французское Агентство по инновациям (ANVAR) [4].

Основное направление профессиональной деятельности этого Агентства — оказание реального содействия в продвижении новых материалов, изделий и технологий во все отрасли производства Франции с целью повышения уровня конкурентоспособности национального продукта и услуг. Агентство имеет 25 региональных офисов.

Агентство ANVAR зарабатывает в год около 275 млн. евро. Это позволяет оказывать поддержку инновационных проектов в виде беспроцентного кредита, подлежащего выплате в случае успешного выполнения проекта и покрывающего до 50% расходов на инновационную программу или передачу технологии. Такая схема поддержки позволила ANVAR в период 1981–2001 г.г. разделить долю риска в области инноваций с 36000 фирм и научных лабораторий. Кроме того, ANVAR по представлению экспертов предусматривает финансирование (в объеме до 38000 евро) отдельных целевых программ.

Механизм поддержки инноваций Агентством ANVAR весьма эффективен. Так, в период 1981–2001 г.г. Агентство затратило более 4 млрд. евро на финансовую поддержку малых и средних предприятий в реализации более 76 550 технологических инновационных проектов, в разработке которых приняли участие 36 000 фирм и исследовательских лабораторий Франции.

В середине 2005 г. правительство Франции с целью повышения экономической конкурентоспособности страны и мобилизации национального потенциала на решение приоритетных инновационных проблем выбрало 67

тика правительства в этой области изложена в специальных докладах — “О науке и технологии”, “О конкурентоспособности” и др. Реализации правительственной стратегии призваны, в частности, служить шаги по созданию национальной структуры переноса технологий, которая включает “Инновационное подразделение министерства торговли и промышленности” (DTT Innovation Unit) и программу “Управление в 1990-е годы”, региональные технологические и инновационные центры.

В развитии процесса производства знаний и их трансформации в экономический успех страны промышленность, наука и высшее образование имеют многогранные взаимоотношения. Государство пытается создать благоприятную среду для инноваций, а система высшего образования поставляет знания и подготовленных специалистов, а также инициирует создание (через бизнес-инкубаторы или технопарки) малых предприятий и венчурных фирм высоких технологий. Последние в случае успеха реализации разработки получают независимость, но взамен обязаны произвести определенные выплаты институту. Промышленность, со своей стороны, оказывает финансовую поддержку научным исследованиям и способствует их реализации в высокотехнологичных производствах.

Существенную роль в коммерциализации результатов научных исследований и разработок и в инновационном развитии экономики в Великобритании играет Британская технологическая группа (British Technology Group-BTG), созданная еще в 50-е годы прошлого века путем слияния Национальной корпорации по исследованиям и разработкам (NRDC) и Национального управления предприятий (NEB—National Enterprise Board). BTG является одной из крупнейших в мире организаций по защите изобретений, поиску лицензий, ведению переговоров о заключении лицензионных соглашений. Эта группа осуществляет финансовую поддержку стартовых компаний и финансирует разработку новых продуктов [4].

В стратегию Великобритании в инновационном развитии экономики для поддержки ее конкурентных преимуществ включены также мероприятия, направленные на рост наукоемких производств, более совершенных, технологически сложных продуктов, процессов и услуг. Полагаясь в основном на крупные компании, специализирующиеся в области высоких технологий, государство одновременно уделяет большое внимание и сектору малых фирм. Наукоемкие малые и средние предприятия характеризуются большой гибкостью и близостью к запросам рынка, а также возможностью вкладывать свои ресурсы в инновационном процессе.

В Германии важную роль в инновационном процессе играет Ассоциация промышленных исследовательских объединений “Отто фон Герике” (AiF) [4]. Это головная в Германии ассоциативная организация, в которую входит более 100 промышленно-научных союзов, объединений и обществ. Ее главной целью является финансовая поддержка проектов научных исследований в интересах ведущих отраслей промышленности, а также организация трансфера и освоения результатов исследований в производстве. Результатами деятельности промышленных союзов и объединений, входящих в AiF, пользуются в Германии около 50 000 малых и средних предприятий. Не располагая, как правило, возможностями для самостоятельных исследований или закупки инновационных нововведений, они могут через AiF получить необходимый объем знаний и технологий, а также некоторую финансовую поддержку.

Установлено, что чем большей теплопроводностью обладает пористая КС, тем легче осуществляется рост паровых пузырьков на поверхности. Анализ экспериментальных результатов показывает, что с ростом пористости и, соответственно, средних диаметров пор, величины температурного напора начала закипания жидкостей снижается. Это объясняется тем, что с увеличением пористости выход пара через паровые “каналы-стволы” несколько облегчается, так как уменьшается общее гидравлическое сопротивление по паровой фазе.

Необходимо отметить, что условия и процессы образования паровой фазы на поверхностях с пористыми структурами существенно отличаются от аналогичных процессов, характерных для гладких технических поверхностей. Строение пористых структур также может влиять на механизмы испарения и кипения.

Анализ результатов подтверждает, что интенсивность теплообмена при кипении на металловолоконных пористых поверхностях существенно больше по сравнению с порошковыми и сетчатыми пористыми материалами. Это можно объяснить уменьшением суммарного термического сопротивления теплоотдачи. Поскольку порошковые КС также обеспечивают относительно высокие значения коэффициентов теплоотдачи по сравнению с гладкими техническими поверхностями, то и комбинация порошковых материалов с волоконными дает возможность получить высокие значения интенсивности теплообмена.

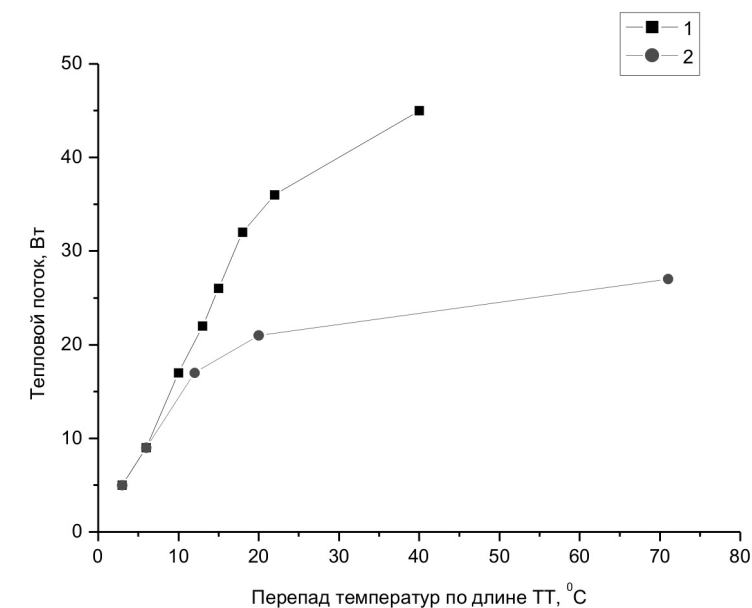


Рис. 1. Влияние характеристик тепловых труб с переменными по длине параметрами на максимальный передаваемый ТТ тепловой поток: 1 (верхняя) — тепловая труба с капиллярной структурой переменной пористости; 2 (нижняя) — тепловая труба с капиллярной структурой пористостью 80 %.

Представляет интерес сравнение значений коэффициентов теплоотдачи при испарении и кипении в условиях капиллярного транспорта и “затопле-

ния”. Такие результаты получены впервые. Анализ этих данных свидетельствует о том, что с увеличением толщины и пористости структур различие в коэффициентах теплоотдачи исчезает. В то же время с уменьшением толщины капиллярной структуры (в частности, до 0,4 мм) и пористости (до 40 %) значения коэффициентов теплоотдачи, характерные для условий “затопления”, могут в 2 раза превышать их значения, характерные для условий капиллярного транспорта.

Проведенные исследования стали основой для разработки и конструирования тепловых труб с КС новых типов. Результаты исследований теплофизических характеристик таких ТТ представлены в таблице.

Из таблицы видно, что тепловые трубы, разработанные на базе новых типов капиллярных структур, обладают лучшими теплофизическими характеристиками по сравнению с традиционными ТТ, выполненными с монопоршковыми или моноволоконными капиллярными структурами. В частности, новые ТТ имеют более низкие значения общих термических сопротивлений $R_{\text{т}}$, что обеспечивает при прочих равных условиях меньшую разность температур по длине ТТ. Величина общего термического сопротивления ТТ наряду с максимальными значениями передаваемого ТТ теплового потока Q_{max} и рабочим температурным диапазоном (от 0 до T_{max}) являются их основными рабочими характеристиками.

При горизонтальном расположении ТТ и подводе тепла к зоне с меньшей пористостью ТТ с переменными по длине характеристиками КС обеспечивает передачу теплового потока в 1,7 раза большего, чем ТТ с однородной КС (рис. 1).

При работе ТТ в условиях вертикального расположения (зона нагрева — «внизу») преимущества ТТ с переменными по длине характеристиками сохраняются. Передаваемый ТТ тепловой поток увеличивается до 2 раз по сравнению с «однородной» ТТ. При изменении условий теплоподвода и теплоотвода (подвод тепла к «высокопористому» участку ТТ) наблюдается «обратный» эффект — характеристики ТТ ухудшаются по сравнению с «однородной» ТТ.

Разработка многоразовой металлической тепловой защиты

Наряду с неметаллическими материалами, которые в основном применялись для теплозащитных покрытий (ТЗП) МКС «Шаттл» и «Буран», все большее внимание уделяется разработке металлических систем тепловой защиты. Естественно, что эти системы, кроме высокой механической прочности, должны также удовлетворять всем другим требованиям, предъявляемым к ТЗП МКС:

- выдерживать в течение более 20 минут температуру на поверхности 1100 °С (не менее 100 циклов нагрева);
- обеспечивать температуру холодной поверхности ТЗП не более 200 °С;
- обладать высокой излучательной способностью ($> 0,85$);
- противостоять термическим, механическим, акустическим и вибрационным нагрузкам;
- иметь малый удельный вес на единицу поверхности ($\sim 10 \text{ кг/м}^2$) и т. п.

В настоящее время наиболее перспективными считаются сплавы на никелевой (PM-1000) и железной основе (PM-2000).

При разработке нового сплава ЮИПМ (совместно с ГП «КБ «Южное») был использован опыт, накопленный при создании материалов с элементами

в том числе и в сфере воплощении новых идей в коммерчески успешные технологии и предприятия.

Одним из аспектов промышленно-федерального сотрудничества является перенос технологий, разработанных в примерно 700 государственных федеральных лабораториях и вузовских подразделениях, в промышленные фирмы. Этому способствует законодательная база. В последние годы был принят ряд федеральных законов, направленных полностью или частично на решение защиты прав и объемов интеллектуальной собственности, ее коммерциализацию и передачу в производство в виде новых технологий [6, 10]. В частности, был принят специальный закон о передаче технологий, согласно которому была сформирована национальная программа CRADA (Cooperative Research and Development Agreement). Эта программа явилась эффективным инструментом в проведении крупных научно-исследовательских работ и последующей их реализации. Средняя стоимость комплексных разработок на основе таких соглашений в виде проектов CRADA составляет около 800000 долларов США. Особенностью таких проектов-соглашений является то, что, с одной стороны, исполнителем выступает научный центр, подчиненный соответствующему федеральному органу, который и является заказчиком работы, а с другой — обязательным партнером выступает промышленная фирма. В отдельных случаях к проектам CRADA подключаются и университеты [4].

В ходе совместных НИР партнеры вносят свой вклад в виде кадровых ресурсов, систем обслуживания, материальной базы, новейших установок и технологий.

К структурам, ориентированным на развитие инновационной деятельности, в т. ч. на коммерциализацию научных разработок, на вовлечение высоких технологий в производственный процесс и на привлечение частных инвестиций в наукоемкий и высокотехнологичный сектор экономики в США относятся исследовательские центры и отраслевые лаборатории при вузах по созданию и трансферу высоких технологий.

Интересен опыт Массачусетского технологического института, который совместно с Национальным научным фондом (ННФ) США и с пятью крупными корпорациями (Полароид, Форд, Ксерокс, ИТТ и ГМ) создал Центр нововведений, который разрабатывает способы быстрого и малозатратного превращения новых идей и технологий в эффективную коммерческую продукцию. Одновременно центр служит учебно-практической базой для студентов Массачусетского технологического института, специализирующихся в области инженерии и менеджмента.

К инновационным организациям трансфера технологий в США принадлежат также и мелкие коммерческие инновационные компании, которые являются посредническим звеном в налаживании партнерских отношений между университетскими подразделениями и промышленностью, в том числе в рамках кооперационных соглашений. Одной из трудностей по широкомасштабной реализации вышеупомянутой программы CRADA является проблема определения прав на интеллектуальную собственность, созданной в ходе совместных исследований и технологических разработок.

Стратегия, подходы и принципы формирования инновационной политики в Великобритании имеют много общего со США.

В последние годы в Великобритании разработаны меры, ориентированные на поощрение промышленно-университетского партнерства [11]. Поли-

В Украине на базе ведущих институтов НАН Украины и научно-промышленных комплексов было создано 6 технологических парков — Институт электросварки им. Е. О. Патона, Институт технической теплофизики, Киевская политехника, Полупроводниковая технология и материалы, Оптоэлектроника и сенсорная техника, Интеллектуальные информационные технологии и “Укринфотех”. Они функционируют на условиях, предусмотренных Законом Украины “О специальном режиме инновационной деятельности технологических парков”.

В рамках технопарков, как правило, действуют инновационные бизнес-инкубаторы, что создает некоторые благоприятные условия для выращивания малых и средних инновационных фирм. За рубежом крепкие малые фирмы — питомцы таких инкубаторов, составляют около 80% общего числа фирм, начинающих свою деятельность. В то же время вне инновационных бизнес-инкубаторов выживает только 20% таких фирм. Бизнес-инкубатор фактически минимизирует риск чрезмерных расходов на освоение и продажу наукоемких технологий и товаров для малого предпринимательства.

Совершенствование форм организации научных исследований и научно-технологических разработок и обостряющаяся конкуренция привели к резкому увеличению объема научной продукции.

Общая стоимость созданных в мире технологий в настоящее время составляет почти 60% всего совокупного общественного продукта, а темпы роста торговли ими опережают темпы продажи других товаров. Так, если в 1990-х годах общий объем торговли технологиями в мире оценивался в пределах от 20 до 50 млрд. долларов США, то в 2000 г. — уже на уровне 500 млрд. [8].

Прогнозируется, что число усовершенствованных и новых продуктов будет удваиваться каждые 5 лет. Кроме того, будет происходить ускорение сроков освоения и смены фаз жизненного цикла продукции. Ожидается, что активность в области обновления производства послужит источником, обеспечивающим до 40% будущих прибылей корпораций. Кроме того, те продукты, которые более сложны по своей внутренней либо функциональной структуре, потребуют на протяжении процесса своей разработки и проведения более высокой степени интеграции усилий потребителей, поставщиков, дизайнеров, маркетологов и т. д. [9].

В условиях глобализации мировой экономики и международной интеграции научно-технических исследований и разработок проблема передачи технологий и инноваций выходит за пределы узконациональных рамок и приобретает транснациональный характер.

У международной передачи технологических новшеств появляется не только экономический, но и социально-политический аспект. В середине 80-х годов Конференция ООН по торговле и развитию (ЮНКТАД) разработала проект Кодекса передачи технологий, который был направлен на ослабление негативных факторов в международной передаче технологий, в развитии наукоемкого экспорта и технологического инвестирования. Кроме того, проект Кодекса явился серьезной базой для разработки национальных нормативов в области оформления сделок на передачу технологий.

Ниже рассмотрены организация структур по передаче технологий в некоторых странах мира, а также особенности их финансирования и форм деятельности.

Научно-исследовательские центры и вузы в США, а также ведущие промышленные объединения имеют тесные творческие и деловые контакты, в

самоорганизации [2], и проведены исследования наиболее перспективных сплавов на основе нихрома. В результате была предложена новая лабораторная технология, не допускающая окисления порошка и обеспечивающая достаточную чистоту границ зерен по примесям внедрения. За счет этого низкотемпературная пластичность материала была повышена почти в 2 раза и обеспечена равномерная скорость окисления по всей поверхности сплава. Образовавшаяся защитная пленка имеет темный цвет (степень черноты 0,92) и прочно связана с металлической основой.

Полученный материал имеет высокую пластичность при низких температурах. Благодаря этому появляется возможность дополнительного повышения высокотемпературной длительной прочности за счет увеличения содержания упрочняющей инертной добавки — оксида иттрия.

Было установлено, что степень черноты неокисленной поверхности образца в диапазоне длины волн 1,4–1,85 мкм составляет $0,78 \pm 0,05$. После тридцатиминутного нагрева в струе газогенератора ее значение повышается до $0,92 \pm 0,02$ и в дальнейшем остается неизменным.

Ресурсные испытания металлической пластины из сплава ЮИПМ размером 100x100 мм, толщиной 1,7 мм и начальным весом 143,9 г. были проведены на гелиоустановке СГУ-7 (рис. 2). Через 20 циклов нагрева с выдержкой при температуре 1100 °С по 20 минут ее вес составил 144 г. Таким образом, эти эксперименты подтвердили работоспособность разработанного сплава на образцах с размерами, близкими к натурным.

Для объяснения удовлетворительной работоспособности разработанного сплава был выполнен рентгеноструктурный и металлографический анализы. Анализ рентгенограмм образцов до их испытаний показал, что линии промышленного нихрома имеют значительно большую ширину по сравнению с линиями сплава ЮИПМ. Это свидетельствует о большей степени гомогенности предложенного сплава, которая объясняется воздействием на его структуру горячей обработки давлением в процессе прокатки.



Рис. 2. Ресурсные испытания металлической пластины из сплава ЮИПМ размером 100x100 мм на гелиоустановке СГУ-7.

При сравнении рентгенограмм окисленных сплавов установлено, что окисная пленка на промышленном сплаве образована в основном окислом никеля (NiO), а пленка сплава ЮИПМ состоит главным образом из шпинели (NiCr₂O₄). По-видимому, с этим и связана большая стойкость против окисления сплава ЮИПМ, поскольку известно, что никель-хромовая шпинель обладает более высокими защитными свойствами, чем оксид никеля [3].

Предельная энергоемкость внутренних и поверхностных процессов поглощения тепла аблирующей тепловой защитой

В отличие от многоразовой тепловой защиты, для которой основным фактором отвода тепла является излучение с поверхности, аблирующая тепловая защита большую часть тепла поглощает при вдуве газообразных продуктов разрушения в высокотемпературный пограничный слой и за счет физико-химических превращений на поверхности материала (поверхностные процессы поглощения тепла). Внутренние процессы поглощения тепла (теплоемкость) и излучение с поверхности имеют существенное значение при сравнительно невысоких температурах (энтальпиях) набегающего газового потока и высоких коэффициентах теплообмена (α/c_p)₀.

В процессе обобщения результатов расчетно-экспериментальных исследований аблирующих теплозащитных материалов [4] была установлена закономерность, заключающаяся в том, что предельная энергоемкость внутренних процессов поглощения тепла достигается при равенстве толщин прогретого и унесенного слоев материала, а предельная энергоемкость унесенного слоя — при равенстве значений максимального теплового эффекта физико-химических превращений на поверхности и тепла, поглощаемого и излучаемого материалом в процессе перехода из твердого в газообразное состояние с учетом эффекта вдува.

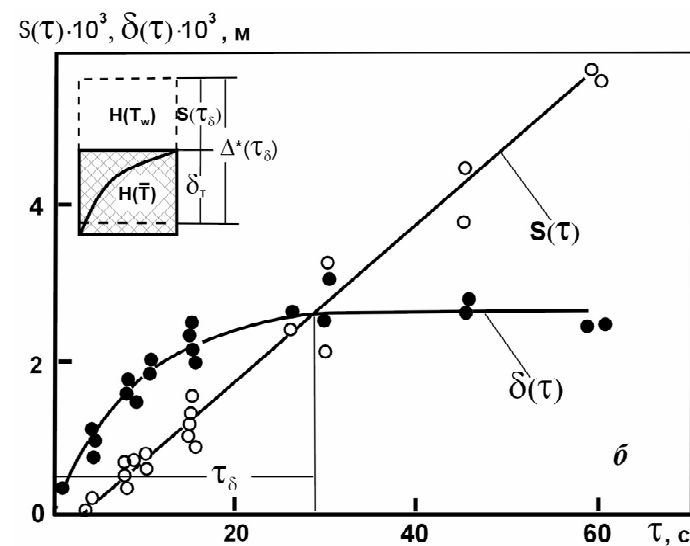


Рис. 3. Зависимость линейного уноса $S(\tau)$ и толщины прогретого слоя $\delta(\tau)$ для легированной кварцевой стеклокерамики от времени нагрева: точки — эксперимент, линии — аппроксимация; светлые точки — линейный унос, черные точки — глубина прогрева до температуры 1800 К.

парки в зачатку ориентированы на сотрудничество с университетами, научно-исследовательскими центрами и лабораториями, передовыми промышленными фирмами, венчурными компаниями и бизнесструктурами различного уровня.

В составе такого технопарка реализуется полный инновационный цикл “исследование — разработка — серийное производство”. Технопарки во всех странах пользуются различными льготами и стимулами (финансовые субсидии, льготное выделение земель, налоговые облегчения и др.), которых насчитывается до 300 видов, и благодаря которым активизируется создание и поддерживается эффективная деятельность зарубежных научно-технологических парков.

В настоящее время в мире функционируют многие сотни технопарков различного профиля. Так, в США действует более 140 научных и технологических парков, 23 из которых работает непосредственно на базе ведущих университетов, а примерно 70–80% всех технопарков работает в сотрудничестве с университетами. В странах Западной и Восточной Европы работает свыше 260 научно-технологических парков. В России в 25 регионах действует более 70 научно-технологических парков, которые объединяет Российская ассоциация “Технопарк”, созданная еще в 1990 г.

В Финляндии, например, сеть технологических и научных парков включает 20 таких учреждений, расположенных в разных районах страны [6]. В составе большинства парков есть инкубаторы, которые представляют своим клиентам полный набор услуг — от сдачи в аренду на льготных условиях офисных и производственных помещений до курсов обучения менеджменту, ведению бизнеса, его юридическим аспектам и т. п. Клиентами инкубаторов являются начинающие малые и средние фирмы. И парки, и особенно инкубаторы получают помощь от правительства страны в соответствии с государственной Программой поддержки предпринимательства, которая является составной частью промышленной и инновационной государственной политики.

Поскольку инициатором создания научно-технологических парков в России выступила высшая школа, большинство технопарков зародилось именно в университетах. В 1992 г. в системе высшего образования России была сформирована научно-техническая программа “Технопарк”. Уже к концу 1996 г. на базе вузов было оформлено около 60 технопарков. В России называют технопарками и другие инновационные структуры, такие как бизнес-инновационные центры, бизнес-инкубаторы, в том числе и создаваемые помимо университетов.

В Японии насчитывается 126 научных парков, 57 из которых ближе к технологическим паркам, выполняющим роль “мозговых центров” и “реализаторов инноваций” промышленных регионов.

В отличие от научных парков западного типа доминирование университетов в Японии не является обязательным. Аналогичное обследование в США за 1991 г. дало совершенно иную картину: из 72 научных парков 61 либо принадлежали университетам, либо были тесно связаны с ними [7].

В последние годы в Японии появилось новое поколение научных парков, которые обозначают термином “research core” (“исследовательское ядро”). Они представляют небольшие структуры, управление которыми под силу местным властям и частным компаниям. Последнее создает условия дальнейшей децентрализации инновационно-технологической политики.

Работы этих пользователей координируются, так как они используют одно и то же оборудование, в процессе чего между ними возникают контакты, связи, на которых и формируется кластер.

Между инновационными системами промышленно развитых стран и стран с переходной экономикой существуют резкие отличия. Однако и для таких стран (в том числе и для Украина) только инновационная стратегия может определить оптимальный путь социально-экономического прогресса.

На текущий момент во многих странах сложились и успешно применяются различные типы инновационных структур с различными формами их деятельности.

Одной из наиболее эффективных форм региональной организации инновационно-предпринимательской деятельности для разработки прогрессивных технологий и различных инноваций являются технополисы. Технополис — это территориальное образование, ориентированное на реализацию активного взаимодействия и междисциплинарного синтеза науки и производства, коммерческого освоения результатов фундаментальных и прикладных исследований, а также на обеспечение поддержки малых научно-исследовательских, опытно-производственных предприятий и фирм в сфере высоких технологий, применяемых в производстве новой конкурентоспособной продукции. Значительный интерес вызывает информация об организации административных районов интенсивного научно-технического развития в рамках крупного города или административного региона. Технополисы — это своеобразные зоны экономического и технологического развития [4].

На принципах технополиса 50 лет назад было создано Сибирское отделение АН СССР (в настоящее время Новосибирский научный центр СО РАН). По образцу Новосибирского Академгородка в Японии в 1970 г. был образован первый японский технополис Цукуба, а позднее в Корее — технополис Теджон. К 1992 г. в технополисе Цукуба были сформированы 33 национальных и 150 частных промышленных лабораторий, а на его территорию переместились 4 университета. Он стал одним из крупнейших в мире инновационных образований такого типа, где осваивается до одной трети национального исследовательского бюджета страны [4].

В России в начале 90-х годов была выдвинута, а узаконена в 1998 г. идея создания наукоградов в рамках Концепции реформирования российской науки на период 1998-2000 г.г.

Решение проблемы создания наукоградов как крупных территориальных научно-промышленных центров с современными исследовательскими учреждениями, уникальными экспериментальными комплексами и соответствующими производствами, располагающими высококвалифицированными кадрами, учебными заведениями, информационными сетями, транспортными коммуникациями, жилыми массивами и необходимой социально-бытовой инфраструктурой направлено на сохранение и развитие тех научных городов и городков России, в которых были сконцентрированы исследования, разработка и специальные производства в области атомной энергии, биологии, химии, ракетно-космической техники и других направлений ВПК.

Одной из базовых инновационных структур являются технопарки. Научные или технологические парки обычно размещаются в регионах с высокой концентрацией научно-технического потенциала с целью последующей “аккумуляции” и реализации высоких промышленных технологий. Техно-

Максимальное количество тепла, которое может быть поглощено за счет теплоемкости внутренних слоев материала, достигается при равенстве скоростей перемещения изотермы T^* , ограничивающей прогретый слой, и поверхности разрушения материала. Однако прогретый слой можно ограничить изотермой с любой T^* ниже температуры нагреваемой поверхности. По мере снижения температуры рассматриваемой изотермы возрастает ее скорость и к моменту установления квазистационарного режима прогрева τ_δ путь, пройденный этой изотермой, будет тем больше, чем ниже ее температура. В этот момент прогретый слой достигает максимальной толщины, а количество тепла, накопленного в нем, — предельного значения. При продолжении теплового воздействия все изотермы, температура которых выше величины T^* , ограничивающей прогретый слой, будут перемещаться со скоростью, равной стационарной скорости разрушения поверхности материала.

В момент установления квазистационарного режима прогрева для любой изотермы температурного поля T^* толщина унесенного слоя будет равна глубине залегания рассматриваемой изотермы (рис. 3).

Установленная закономерность поясняется схемой, приведенной на рис. 4. Из рисунка видно, что если для изотерм характерно снижение скорости перемещения от максимального значения до стационарной скорости уноса массы $\bar{V}_\infty$, то скорость перемещения поверхности увеличивается от 0 до $\bar{V}_\infty$.

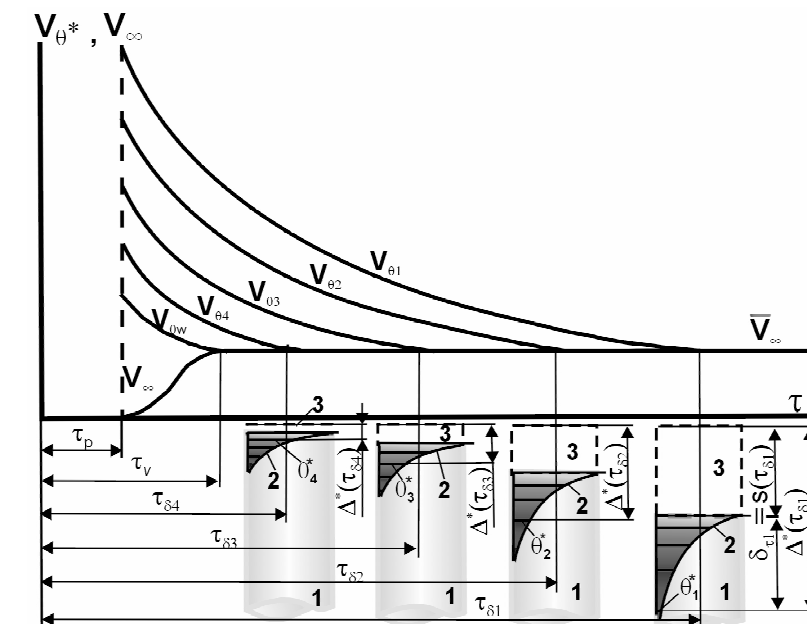


Рис. 4. Модель прогрева и уноса массы ТЗП: 1 – образец, 2 – профиль температуры, 3 – унесенный слой, $\theta_1^* - \theta_4^*$ – изотермы, ограничивающие прогретый слой, толщина которого равна унесенному слою.

При ламинарном режиме обтекания, отсутствие эрозионного уноса и горения на поверхности появляется возможность определения предельного количества тепла, которое может поглотить материал при тепловом разрушении.

Было обнаружено, что, если при безразмерной скорости уноса массы $\bar{G}_\Sigma = G_\Sigma / (\alpha / c_p)_0 < 0,5$ (где G_Σ – массовая скорость уноса) прогрев и теп-

ловое разрушение определяются начальным темпом нагрева поверхности материала и тепло в основном поглощается за счет внутренних процессов, то при $\bar{G}_z \geq 0,5$ на первое место выходят поверхностные процессы поглощения тепла (тепловые эффекты физико-химических превращений на поверхности и вдува).

При скорости уноса массы, превышающей $\bar{G}_z \geq 0,5$, вклад теплосодержания материала по сравнению с теплотой, поглощаемой за счет физико-химических превращений на поверхности и эффекта вдува, резко уменьшается. Было показано [5], что результаты экспериментальных исследований материалов различных классов и численных расчетов уноса массы кварцевого стекла в диапазоне энтальпии торможения $I_e = 10\,000 - 50\,000$ кДж/кг и давления торможения $P_e = 10^4 - 10^7$ Па можно представить выражением

$$\bar{G}_w \approx \sqrt{\frac{I_e - I_w}{H}} - 0,3. \quad (1)$$

Здесь $\bar{G}_w$ — безразмерная скорость уноса газообразных продуктов испарения материала.

Кроме того, обработка экспериментальных данных по методу наименьших квадратов показала, что нормирующий множитель H в (1) приблизительно равен удвоенному максимальному тепловому эффекту поверхностных процессов $(\Delta Q_w)_{\max}$, а «фокус» $\sim 0,3$ (рис. 5).

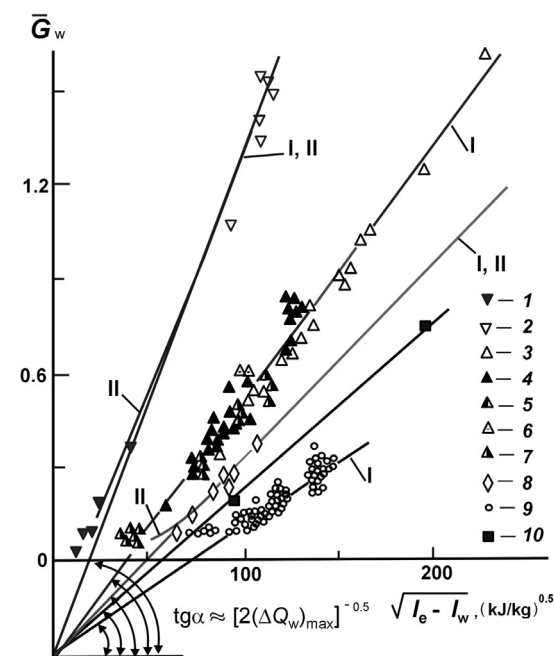


Рис. 5. Зависимость безразмерной скорости уноса $\bar{G}_w$ от перепада энтальпии: 1, 2 — фторопласт (1 — аргон, 2 — азот, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па) [6]; 3–7 — стеклопластик на эпоксидном связующем (3 — воздух, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па, 4 — воздух, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па, 5 — азот, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па, 6 — воздух, $P_e = 0,3 \cdot 10^5$ Па, 7 — газогенератор, $P_e = 3,5 \cdot 10^5$ Па; 8 — легированная кварцевая стеклокерамика (воздух, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па); 9 — графит (воздух, $P_e = (0,3 \div 4,2) \cdot 10^5$ Па) [7]; 10 — углепластик (воздух, $P_e = 1 \cdot 10^5$ Па); I — расчет по (1), II — расчет по уравнению баланса тепла.

Финляндии и Ирландии, ориентированные на мелкие и средние фирмы; сети переноса технологий в ФРГ; научные парки и подразделения по коммерциализации при университетах США и Великобритании.

Несмотря на значительное разнообразие национальных моделей можно выделить общие подходы к целям последующего распространения научно-промышленных связей, а именно:

- политика в данной области должна стать неотъемлемой частью ориентированной на перспективу научной стратегии;
- следует учитывать разнообразие связей государственной науки с экономикой и обществом и разрабатывать сбалансированный подход к образованию, функциональной науке и переносу технологий;
- важность особых политических инструментов для поощрения прямой кооперации в исследованиях, предлагаемых «снизу» областях технологии, стимулирования мелких и средних фирм и др.

В работе [3] сравниваются два типа инновационных систем в США и Европейском Союзе. Один из основных выводов состоит в том, что более высокий уровень научной продуктивности в Европейском Союзе не ускорил переноса знаний. В США наблюдается иная картина: при падении показателя научной продуктивности темпы роста технологических инноваций существенно возросли.

Особый интерес представляет анализ процессов формирования и функционирования технологических агломераций и кластеров, объединяющих и координирующих деятельность частных фирм, университетов, государственных исследовательских центров. Считается, что эти новые структуры выполняют важную роль в развитии инновационной экономики и, по всей вероятности, перед ними открывается большое будущее. Они создаются на базе т.н. «технологических платформ» — комплекса специального, часто уникального оборудования, позволяющего осуществлять пионерные исследования и разработки самого современного уровня.

Технологическая агломерация представляет собой географическую концентрацию компаний, работающих в различных научных и технологических областях, создающую возможность взаимодействия ради создания продукции. Технологическая агломерация стимулирует такого рода связи и может вызвать формирование multidisciplinary высокотехнологического кластера.

В пределах платформы интерфейсы отдельных звеньев стандартизуются, что позволяет оптимизировать проведение исследований, технологические процессы и производство конкретных изделий.

Проведение исследований в области нанотехнологии нуждается в доступе к набору базовых приборов, необходимых для манипуляций в нанодиапазоне объектов изучения (сканирующие туннельные микроскопы, инструменты для анализа поверхностей, нанофабрикаторы), а также в особо чистых помещениях; в звеньях технологической и социальной инфраструктур, необходимых для нанопроизводства. Все это гораздо проще организовать, если такие исследования организованы в составе технологической платформы. Платформа может включать не только наноинструментарий, но и оборудование в других размерных диапазонах. Это придает технологическим платформам универсальность, позволяющую работать в их составе специалистам из разных областей науки и технологии. Состав пользователей определяется возможностями платформы, а не каким-либо разделом или отраслью исследований.

используются такие виды взаимодействия, как создание новых фирм или кооперативная разработка проектов. В ФРГ и в Финляндии особое значение придается кооперационным инновационным разработкам, ротации персонала и неформальным контактам. В Великобритании и Бельгии широко практикуется финансирование государственной науки из частных источников прежде всего в качестве оплаты за совместные или заказные работы. Япония отдает предпочтение неформальным связям.

Исследованные страны были разделены на три группы. Главным критерием, положенным в основу такой классификации, стал путь реализации инновационных программ.

К первой группе относятся страны, специализирующиеся на отраслях высокой технологии. Это Финляндия, Швеция и США. Сектор предприятий в них ориентирован на наукоемкие отрасли с сильной и диверсифицированной исследовательской базой. Такие страны обладают благоприятным рынком для высокотехнологичных инноваций. Государственная научная база этих стран ориентирована на сотрудничество с промышленностью.

Вторая группа — это Бельгия, ФРГ и Великобритания. Она имеет не столь четко выраженную ориентацию на высокие технологии в промышленности. Здесь предпочитают “накопительный” путь развития технологии по традиционным направлениям. Сектор предприятий в большей степени нацелен на быстрое освоение технологий. Взаимодействие промышленности с государственными учреждениями чаще всего выступает в форме краткосрочного сотрудничества в разработке целевых исследовательских работ.

Третья группа — Австрия, Ирландия, Италия — реализует стратегию, которая обозначена как “быстрое следование” в распространении технологии среди традиционных отраслей. Эта стратегия (стратегия “рыночной ниши”) основана на установлении самых тесных связей не с государством, а с заказчиками и поставщиками. Подобная инновационная система ориентирована, прежде всего, на дополнительные нововведения, диктуемые потребностями рынка. В результате стремление к взаимодействию с государственным сектором со стороны промышленности здесь выражена слабее, чем в других странах.

Особые пути реализации инновационных программ избрала Япония. Несмотря на заметное сходство структур по производству знаний с ФРГ или Великобританией, на высокий уровень технологий (в микроэлектронике, телекоммуникациях), интенсивность научно-промышленных связей в этой стране значительно ниже. Причем такое положение типично для нее на протяжении всего послевоенного периода. Пример Японии показывает, что стратегия высоких технологий может быть с успехом реализована предприятиями без использования науки в формах, традиционных для других стран. В то же время государственная наука играет важную роль в японских промышленных инновациях.

Выводы о связи структур производства знаний с состоянием научно-промышленных контактов следует принимать с определенной осторожностью. Множество предприятий получают конкурентные преимущества, опираясь и на другие факторы. Это могут быть тесные рыночные контакты, дополнительные нововведения, быстрое освоение новых технологий и т. п.

Характеризуя роль посреднических организаций, авторы работы [2] подчеркивают: несмотря на то, что они существуют во многих странах, лишь от немногих из них есть существенная отдача, способствующая расширению контактов с промышленностью. К таковым относят инновационные центры в

В данном случае под $(\Delta Q_w)_{\max}$ для фторопласта подразумевается теплота разложения, для стеклопластика и кварцевой стеклокерамики — суммарный тепловой эффект физико-химических превращений при температуре кипения, а для графита — максимальное значение теплоты сублимации.

Параметр стабилизации уноса массы $H \approx 2(\Delta Q_w)_{\max}$ показывает, что максимальное количество тепла, которое может быть поглощено уносимым материалом, достигается при равенстве значений максимального теплового эффекта физико-химических превращений на поверхности и тепла, поглощаемого и излучаемого материалом в процессе перехода из твердого в газообразное состояние.

Эти положения признаны открытием (диплом №298 от 15.12.2005 г.) и имеют важное значение для создания теплозащитных материалов с заданным и управляемым комплексом свойств.

Представлены результаты разработки и технологий получения новых материалов и конструктивных решений для обеспечения теплового режима работы космических аппаратов. Среди них — тепловые трубы с использованием различных капиллярных структур, создание многоразовой тепловой защиты с использованием металлов, реализация процесса абляции.

Ключевые слова: тепловой режим, космические аппараты, тепловые трубы, капиллярные структуры, металлическая тепловая защита, абляция.

Results of creation of new materials and constructive decisions for heat regimes space apparatus are shown. Among there — heat pipes with different capillary structures, many times using metal heat defense, ablation.

Keywords: heat regimes, space apparatus, heat pipes, capillary structures, metal heat defense, ablation.

1. Косторнов А. Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. Два тома. — 2002. К.: Наук. думка. — 1112 с.
2. Solntsev V.P., Skorokhod V.V., Tykhyu V.G., Frolov G.A., Kostornov A.G. Influencing different ingredients on the tribological characteristics of compositions on the basis of plastic metals in vacuum // Proceeding 9th International Symposium Materials in a Space Environment ESA, Noordwijk, Netherlands. June 16 — 21. 2003. — P.
3. Скороход В.В., Солнцев В.П., Солонин С.М., Фролов Г.А., Тихий В.Г., Потапов А.М. Металлический материал для многоразовой тепловой защиты // 3-я Международная конференция "Ракетно-космическая техника: фундаментальные и прикладные проблемы" 19-23 ноября 2007 г., Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана.
4. Полежаев Ю. В., Фролов Г. А. Тепловое разрушение материалов / Под ред. академика НАН Украины В. В. Скорохода. — 2006. — К.: Академперіодика. — 354 с.
5. Frolov G. A. The Constant of Thermal Destruction and Its Role in the Processes of Heating and Entrainment of Mass of a Material, Journal of Engineering Physics and Thermophysics. — 2004. 77, No.3. — С. 489—520.
6. Юревич Ф. Б. Поведение полимерных материалов в плазменной струе // Тепло- и массоперенос и тепловые свойства материалов. — Минск: ИТМО АН БССР, 1969. — С. 145—154.
7. Ланделл Дж. Х., Дикки Р. Р. Абляция графита АТJ при высоких температурах // Ракет. техн. и космонавтика. — 1973, 11, №2. — С. 111—119.

УДК 621.315.5; 666.65

В.П. Маслов

МИКРО- И НАНОТЕХНОЛОГИИ СОЕДИНЕНИЯ ПРЕЦИЗИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ОПТИКО-ЭЛЕКТРОННЫХ ПРИБОРОВ

Аналіз причин відмов роботи приладів при експлуатації та в екстремальних умовах показав, що прецизійні деталі руйнуються у місцях їх з'єднання між собою та з іншими деталями. За наслідками досліджень порушеного механічною обробкою поверхневого шару запропонований критерій $E \cdot a l / 2$, де E — модуль пружності, a — температуропровідність матеріалу деталей, що з'єднуються. Тому матеріали відповідальних деталей і сполучного шва бажано вибирати з урахуванням цього критерію.

Розроблена технологія хімічного зміцнення поверхонь, що сполучаються, а також клейові композиції з мікро- і нанонаповнювачами.

Розроблено безклеєве наноз'єднання з використанням як сполучного шару алюмінієвого вакуумного покриття. Таке з'єднання забезпечує високу точність взаємного розташування поєднаних деталей (краще 15 кутових секунд). Показана перспектива цієї розробки для створення дзеркал телескопів полегшеної конструкції.

Ключові слова: прецизійні деталі, хімічне зміцнення поверхонь, безклеєве наноз'єднання

Введение

Закономерности циклического развития приборостроения позволяют прогнозировать дальнейший рост этой отрасли и ее значительный подъем в 2030-2040 годах [1]. При этом предполагается применение в одном прецизионном узле деталей из различных по физическим свойствам материалов, которые, кроме основных функциональных свойств, характеризуются различными значениями теплопроводности, температуропроводности, коэффициентов термического расширения, прочности и других. Так, например, с конца 60-х годов XX века развитие зеркальных систем телескопов связано с развитием стеклокристаллических материалов, керамики и других нетрадиционных материалов. Стеклокерамика представляет собой наноматериал на основе композиции: стеклообразная матрица и кристаллические наноразмерные включения. Такие стеклокристаллические материалы обладают чрезвычайно низкими значениями коэффициента термического расширения (практически равными нулю).

Процесс поиска и разработки новых материалов продолжается и во многом определяет успехи оптического приборостроения. Этот процесс сопровождается совершенствованием и разработкой новых методов соединения этих функциональных материалов между собой и с другими материалами.

Работоспособность прибора и точность измерений определяется как стабильностью взаимного положения оптических деталей, так и работоспособностью фотоприемников и электронного блока в целом. Применение традиционных клеев и других известных методов соединения не всегда может обеспечить работоспособность приборов с заданными точностными характеристиками.

© Маслов Володимир Петрович, заступник директора ОКБ Інституту фізики напівпровідників імені В.С. Лашкарьова Національної Академії наук України.

III. Науково-організаційна діяльність

УДК 001.89

В.М. Крячек, Л.И. Чернышев, А.В. Рагуля

МИРОВОЙ ОПЫТ ОРГАНИЗАЦИИ ИННОВАЦИОННОГО ПРОЦЕССА И ТРАНСФЕРА ТЕХНОЛОГИЙ

Узагальнено досвід практичної реалізації результатів наукових робіт в промислових країнах світу.

Ключові слова: трансфер технологій, сучасні форми трансфера.

В настоящее время стратегия ведущих стран мира в области развития науки и технологий основывается на целенаправленной инновационной деятельности, на обеспечении конкурентоспособности результатов научных исследований и на повышении значения и масштабов использования научно-технических и технологических разработок в национальной экономике.

Решающее значение для коммерциализации и трансфера технологий имеет организация взаимосвязи между основными субъектами научной, инновационной, производственной и коммерческой сфер. Организация взаимосвязи постепенно переходит от линейной системы управления взаимосвязями к интерактивной системе, в которой реализуются возможности использования результатов каждого этапа нововведений, а также обратных связей [1].

Инновационные системы и модели управления взаимосвязями постоянно совершенствуются.

Формирование национальной инновационной системы в каждой стране базируется на стратегии и прогнозах, определяющих стратегические направления инновационной деятельности. Стратегические приоритеты государственной научно-технической и инновационной политики являются важнейшим элементом национальной концепции социально-экономического развития государств или регионов.

Эффективное взаимодействие между государственным сектором и частными фирмами все шире признается важным элементом инновационной деятельности, оказывающим влияние на промышленную конкурентоспособность и экономический рост страны.

В некоторых работах сделана попытка проанализировать национальные модели научно-промышленного взаимодействия и инновационной активности. Так, в статье [2] отмечается, что на основе имеющейся информации нельзя создать портрет “образцовой страны”, демонстрирующей интенсивное взаимодействие всех каналов обмена знаниями, а также их освоения.

При этом была выявлена определенная специализация. Так, в США делают упор на прямую коммерциализацию научных результатов. В этих целях

Рагуля Андрій Володимирович, заступник директора Інституту проблем матеріалознавства НАН України, член-кореспондент НАН України, Крячек Віктор Маркович, Чернышев Леонід Іванович, наукові співробітники тогож інституту.

13. Економіка України: стратегія і політика довгострокового розвитку / За ред. акад. НАН Костюк В.Р., Шеламова І.Д. Кластерні моделі розвитку у промисловій політиці // 36. наук. праць “Вчені записки” / Університет економіки та права “КРОК”. — Вип.12. — К., 2005. — С.95-100.
14. Towards a knowledge-based European economy, Günter Verheugen, Vice-President of the European Commission, responsible for Enterprise and Industry, SPEECH/05/647 European Investment Bank Forum, Helsinki, 27 October 2005.
15. A re-launched, updated Technology Platforms service on Cordis // Cordis focus.-2006.-#262. — P. 31.
16. http://cordis.europa.eu/fp7/art171_en.html
17. Clusters and the New Economics of Competition / Michael E. Porter // Harvard Business Review, 1998.
18. А. Болдачев «Новации. Суждения в русле эволюционной парадигмы» СПб.: Издательство Санкт-Петербургского университета, 2007.

Так, по заключению НАСА, нестабильность работы космического телескопа Хаббл (Hubble) и его остановка в 2006 г. обусловлены плохой теплопроводностью клеевого соединения и расклеиванием деталей спектрального прибора, входящего в состав этого телескопа.

Разрушение начинается, как правило, от периферийных участков деталей: шлифованных поверхностей торцов и мест склейки. В связи с этим особое внимание необходимо уделять исследованиям состояния поверхностей соединяемых деталей (так называемому нарушенному слою) и его влиянию на прочность их соединений [2].

Структура и свойства слоя, нарушенного обработкой поверхностей соединяемых деталей

Основной задачей традиционной технологии формообразования прецизионных деталей оптических приборов является получение окончательных геометрических параметров и качества поверхности, которая обеспечивает их функциональное назначение. Оптические стекла относятся к хрупким материалам, и потому механическое удаление технологических припусков происходит в результате взаимодействия абразивных зерен с обрабатываемой поверхностью, которая сопровождается зарождением, развитием хрупким трещин и откалыванием микрочастиц обрабатываемого материала. Для уменьшения шероховатости обрабатываемой поверхности после каждой операции абразивной обработки последовательно уменьшают размер абразивных зерен. Таким образом, на каждой стадии обработки удаляется поверхностный слой, затронутый на предыдущей операции, и формируется слой, характерный для данной стадии обработки с меньшим размером абразивных зерен. В работах [2-4] было установлено, что глубина нарушенного слоя (НС) пропорциональна размеру абразивных зерен и зависит от физических свойств материала, который обрабатывается. Для кристаллических материалов разработаны и описаны в литературе разные методы исследования структуры приповерхностного слоя, которые показали, что при деформировании плотность дислокаций ионных кристаллов в поверхностных слоях таких кристаллов как никель, кремний, медь, алюминий, более высокая, чем внутри кристалла. Установлено наличие градиента плотности дислокации при послойном травлении от поверхности вглубь кристалла [5-7]. В то же время структура нарушенного слоя для стекол и стеклокерамики недостаточно изучена, что во многом объясняется ограниченностью известных методик ее исследования. Так, например, метод оптической и электронной микроскопии позволяет исследовать только рельефный и трещиноватый слои. В работе [8] при механической обработке стеклянных фотошаблонов исследования нарушенного поверхностного слоя проводили с использованием методики вертикальных сколов с применением растровой электронной микроскопии.

Для описания параметров нарушенного слоя на поверхности деталей из оптического стекла нами были использованы эллипсометрические параметры вещества, в частности, минимальная эллиптичность. Как известно, эллипсометрическими параметрами являются отношение амплитуды p - и s -компонентов электрического вектора отраженной от образца световой волны — азимут восстановленной линейной поляризации (эллиптичность $tg\rho$) и разность фаз между ними (Δ). Величины этих параметров определяют процессами взаимодействия света с веществом. Для изотропных диэлектриков интенсивность p -компоненты отраженного света при угле Брюстера

(φ_B) и эллиптичность $tg\rho$ равны 0, а разность фаз Δ испытывает скачок от π ($\varphi<\varphi_B$) до 0 ($\varphi>\varphi_B$). Обоснованием применения этой методики является положение о том, что при развитии хрупкой трещины в ее вершине происходит деформация и разрыв межатомных связей. Все поверхностные нарушения плотности материала (рельефный слой, трещиноватый слой и подслой с измененной текстурой) является совокупностью этих деформированных и разорванных атомных связей, которые, в конечном итоге, уменьшают показатель преломления вещества и изменяют величину минимальной эллиптичности. Поэтому можно предположить, что и в случае силикатных стекол и стеклокерамики механическая обработка поверхности также приводит к дополнительному разупорядочению (рыхлости) и изменению эллипсометрических параметров.

Для подтверждения положения о наличии «рыхлого» поверхностного слоя были проведены исследования методом малоуглового рентгеновского излучения рассеиваемого от обработанной поверхности стекла. Образцы кварцевого стекла размером $\sim 50\times 5\times 1\text{ см}^3$ изготавливали традиционными методами, принятыми в оптическом производстве. Различные состояния поверхности получали окончательной обработкой образцов абразивом M28 (№1), полированием (№2) и химическим травлением (№3) после абразивной обработки в 40%-ом растворе фтористоводородной кислоты в течение 5 минут для полного удаления нарушенного абразивной обработкой слоя.

Эксперименты проводили на установке КРМ-1 с Mo-K α излучением. Установлено, что в исследуемых образцах имеются неоднородности плотности с радиусом инерции $R=(220\pm 30)\text{ \AA}$, не зависящим в пределах погрешности эксперимента от качества обработки поверхности образца. Результаты определения квадрата флуктуации электронной плотности ($\langle \Delta\rho^2 \rangle$) образцов №1...№3 с различной обработкой поверхности приведены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты определения квадрата флуктуации электронной плотности исследуемых кварцевых образцов

Характеристика образцов	Образец №1 Поверхность обработана абразивом	Образец №2 Полирование после абразивной обработки	Образец №3 Травление после абразивной обработки
$\langle \Delta\rho^2 \rangle > 10^5$ эл ² моль ² /см ⁶	12±1	9±1	4±1
$\frac{\langle \Delta\rho^2 \rangle}{D} > 10^4$ эл ² моль ² /см ⁷	15±1	13±1	5±1
После отжига			
$\langle \Delta\rho^2 \rangle > 10^5$ эл ² моль ² /см ⁶	8±1	6±1	< 1

Как видно из таблицы, величина $\langle \Delta\rho^2 \rangle$ резко падает при полировании и особенно при травлении поверхности кварцевого стекла, первоначально обработанной абразивом M28. Считая, что значение $\langle \Delta\rho^2 \rangle$ в образце №3 характеризует негомогенность только внутренних слоев образца, т.к. удаление слоя с поверхности $\sim 30\text{ мкм}$ приводит, согласно [5], к удалению нарушенно-

Однако при реализации кластерного подхода возникают и некоторые трудности, которые необходимо учитывать и которых следует избегать при его реализации. Как всегда, это недостаточное финансирование инноваций и их использование. Второй круг проблем связан с недостаточным уровнем существующего материального обеспечения — от оборудования до квалифицированной рабочей силы. И третий уровень — это угрозы обусловленные недостаточным организационным и управленческим опытом на всех уровнях иерархии кластеров, а также на уровне регионального взаимодействия. Все эти вызовы в значительной степени присущи экономике Украины. Однако развитие кластерного подхода к науке позволит облегчить преодоление экономических трудностей и приведет к реальному инновационному пути развития нашего государства.

Рассмотрены различные подходы к кластеризации как инструменту решения задач инновационного развития, в том числе и Украины. Дан краткий обзор исторических связей современных научных и экономических кластеров. Показаны отдельные особенности, необходимые для успешного развития кластеров в современных условиях.

Ключевые слова: кластер, синергия, инновация, технопарк.

Some approaches suitable for clusterisation of innovation development tasks are shown. Hysteric links of modern scientific and economic clusters are analyzed successful cluster development are shown.

Keywords: cluster, synergy, innovation, technical park.

1. Coombs R. and Georghiou L., Нова “Індустріальна екологія”, Science, 2002, V. 296, p.471.
2. Європейське “табло досягнень” в галузі наукових досліджень, 2005 р. http://eu-iriscoreboard.jrc.es/scoreboard_2005.htm
3. The timing of innovation: Research, development, and diffusion / Reinganum, Jennifer F.// In: R. Schmalensee & R. Willig (ed.), Handbook of Industrial Organization, Elsevier, 1989, Vol. 1, chapter 14, pp. 849-908.
4. Interpretive Barriers to Successful Product Innovation in Large Firms / Deborah Dougherty // Organization Science, 1992, Vol. 3, No. 2, pp.179-186.
5. In search of useful theory of innovation / Nelson, Richard R. & Winter, Sidney G., // Research Policy, 1993, Vol. 22, No. 2, pp. 108-108.
6. Measuring climate for work group innovation: development and validation of the team climate inventory / Neil R. Anderson, Michael A. West// Journal of Organizational Behavior, 1998, Vol. 19, No. 3, pp. 235-258.
7. Integrating Operations and Marketing Perspectives of Product Innovation: The Influence of Organizational Process Factors and Capabilities on Development Performance / Mohan V. Tatikonda, Mitzi M. Montoya-Weiss // Management Science, 2001, Vol. 47, No. 1, pp. 151-172.
8. Україна та сучасні механізми інноваційного розвитку Європейського Союзу / Упорядники: Смертенко П.С. та ін. К.: ФО-П Т.А Кінько, 2007. 64 с.
9. Інноваційний розвиток ЄС: сучасні тенденції та перспективи для України / Упорядники: Смертенко П.С. та ін. К.: ФО-П Т.А Кінько, 2007. 64 с.
10. A Structural Approach to Assessing Innovation: Construct Development of Innovation Locus, Type, and Characteristics / Hubert Gatignon, Michael L. Tushman, Wendy Smith, Philip // Management Science, 2002, Vol. 48, No. 9, pp. 1103-1122.
11. R. Haggenmüller, EUREKA Clusters and European competitiveness, EUREKA Forum, Prague, 2005.
12. Location, Competition and Economic Development: Local Clusters in a Global Economy / Michael E. Porter // Economic Development Quarterly , 2000, vol.14, No. 1, pp. 15-34.

ную цель и объединяют партнеров для сосредоточения на развитии и использовании новых технологий в определенных рыночных областях. Кластерные проекты развивают основные технологии на основе европейских стандартов, играют важную роль в формировании конкурентоспособности Европы и демонстрируют преимущества коллективной работы, которая выполняется путем международного сотрудничества.

Вместе с тем такие европейские объединения, как Европейские технологические платформы — ЕТП (European Technology Platform — ЕТП) [15] и совместные технологические инициативы — СТИ (Joint Technology Initiatives — ЖТИ) [16] продолжают развитие идей кластеризации. Задачи ЕТП отвечают вызовам глобализации экономики и, согласно своему определению, близки к кластерам EUREKA. ЕТП фокусируются на технологических направлениях, от которых зависит конкурентоспособность Европы. Они объединяют промышленных бизнесменов, ставят средне- и долгосрочные цели научного и технологического развития и устанавливают вехи на пути их достижения. Достижение этих целей значительно улучшит уровень жизни европейских граждан. Технологические платформы играют ключевую роль в улучшении согласования научно-технических приоритетов ЕС с потребностями промышленности. Они составляют цепь в экономической стоимости, гарантируя преобразование знаний, полученных в процессе исследований, в технологии и производственные процессы, а в конечном результате — в рыночные товары и услуги. Синергия EUREKA кластеров и ЕТП интенсивно обсуждается для оптимизации усилий в европейском научно-техническом пространстве (European Research Area — ERA).

СТИ вытекают главным образом из ЕТП и призваны решать необходимые для достижения намеченных целей проблемы, но которые невозможно решить с помощью существующих инструментов.

Положительные и отрицательные эффекты кластерного взаимодействия

Как уже отмечалось, при кластерном взаимодействии возникают дополнительные возможности, обусловленные синергетическими эффектами. В первую очередь это повышение эффективности производства благодаря использованию специализации и доступу к новым технологиям, услугам и рынкам. Повышение гибкости, способности к восприятию инноваций и образованию новых специализированных предприятий, использование квалифицированной рабочей силы позволяют находить новые подходы к реализации стратегических и тактических задач как регионального так и глобального уровня, повышать конкурентоспособность продукции. Авторы считают, что при нынешнем мировом экономическом кризисе именно кластерные инициативы будут способствовать экономическому росту, повышению эффективности производства, уменьшению безработицы, инициируют интеллектуализацию промышленности.

Более 10 лет назад известный американский экономист М.Портер [17] отметил три дополнительные возможности кластеров для повышения конкурентоспособности:

- повышение производительности труда компании, работающей в кластере;
- управление направлением и ускорением инноваций в сфере кластера;
- стимулирование образования нового бизнеса внутри кластера.

го абразивной обработкой слоя не менее, чем на 90%, легко определить значение $\langle \Delta \rho^2 \rangle$ в поверхностном слое (~30 мкм) образца №1, отнесенное к единице толщины

$$\langle \Delta \rho^2 \rangle = 320 \cdot 10^{-4} \text{ эл}^2 \text{ моль}^2 / \text{см}^7.$$

Т. е. концентрация неоднородностей в поверхностных, нарушенных абразивной обработкой слоях больше, чем во внутренних, в 64 раза.

Известно, что концентрация структурных неоднородностей в кварцевом стекле и, соответственно, квадрат флуктуации электронной плотности резко падает после отжига образцов, т.е. влияние неомогенности внутренних слоев на интенсивность рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами можно исключить путем отжига образцов [10-12].

Обнаружено, что после 8 часового отжига образцов №1...№3 при температуре ~350 °С с последующим равномерным остыванием до комнатной температуры в течении 15 часов значение радиуса инерции составило $(250 \pm 30) \text{ \AA}$, что в пределах погрешности совпадает с величиной R, наблюдаемой до отжига, а величина $\langle \Delta \rho^2 \rangle$ образца №3, характеризующая неомогенность внутренних слоев кварцевого стекла, лежит в пределах погрешности эксперимента ($< 1 \text{ эл}^2 \text{ моль}^2 / \text{см}^6$). Исключение таким способом влияния неомогенности внутренних слоев исследуемых кварцевых образцов с различной обработкой поверхности на интенсивность рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами, позволило определить количественный вклад неоднородностей самой поверхности в величину $\langle \Delta \rho^2 \rangle$ (таблица 1). Показано, что полирование приводит к уменьшению концентрации неоднородностей на поверхности образца, обработанного абразивом M28, на 25%, в то время как травление полностью удаляет нарушенный абразивной обработкой слой.

При послойном удалении нарушенного полированием слоя и измерении на каждом этапе минимальной эллиптичности отраженного от поверхности поляризованного света можно исследовать распределение дефектов в нарушенном слое. Методика эллипсометрических исследований описана в работах [4,5,13]. В качестве образцов для исследований были использованы наиболее распространенные промышленные марки оптического стекла: флинт — ТФ10, ТФ7, ТФ1, БФ28; кроны — БК10, СТК3, ТК23, К8, ЛК7. Физические характеристики этих марок стекла приведены в ГОСТ 13659-78 «Стекло оптическое бесцветное. Физико-химические характеристики. Основные параметры».

Экспериментально установленную типичную зависимость изменения эллиптичности при послойном удалении нарушенного слоя, которая обусловлена распределением дефектов и микродеформаций в этом слое, можно описать уравнением:

$$\text{tg } \rho = (\text{tg } \rho_0 - \text{tg } \rho_{\min}) e^{-bx} \quad (1),$$

где $\text{tg } \rho_0$ — эллиптичность обработанной поверхности, $\text{tg } \rho_{\min}$ — минимальная эллиптичность полированной поверхности после послойного удаления нарушенного слоя полированием, b — константа, характерная для обрабатываемого материала, x — расстояние от первоначально обработанной поверхности.

Термофлуктуационный механизм развития микротрещин (который формирует нарушенный слой) предусматривает, что существенная часть механической работы по абразивному разрушению превращается в работу по деформации межатомных связей. Взаимодействие абразивных зерен с поверхностью стекла при механической обработке можно представить как

объединение процессов вдавливания абразивных зерен, царапания и создания хрупких микротрещин. По оценке В. Б. Хиллига [14] при развитии хрупких трещин, которые развиваются в стекле, на расстоянии несколько десятков ангстрем от каждой из них выделяется тепловая энергия, и температура в этой локальной зоне может составлять сотни градусов Цельсия, что близко даже к температуре спекания стекла. Таким образом, формирование нарушенного слоя сопровождается изменением температуры при нестационарных тепловых локальных процессах, которая совпадает по определению с температуропроводностью обрабатываемого материала [15].

Экспериментально установлено, что даже при тщательном полировании, которое в оптической технологии известно как «глубокое полирование», для каждой марки стекла существует минимальная остаточная эллиптичность $tg \rho_{min}$. Сопоставление этой величины для исследуемых стекол с их физическими свойствами позволило установить взаимосвязь как с величинами, которые характеризуют механические свойства (микротвердость H , ГПа; оптический коэффициент напряжения B , Па⁻¹), так и с теплофизическими характеристиками (температуропроводность a , м²/с; температура спекания $T_{сп}$, °С; температура отжига $T_{отж}$, °С). При этом, чем выше значение этих величин, тем меньшее значение $tg \rho_{min}$. В качестве примера на рис.1 приведена зависимость минимальной эллиптичности полированной поверхности оптических стекол от величины их температуропроводности.

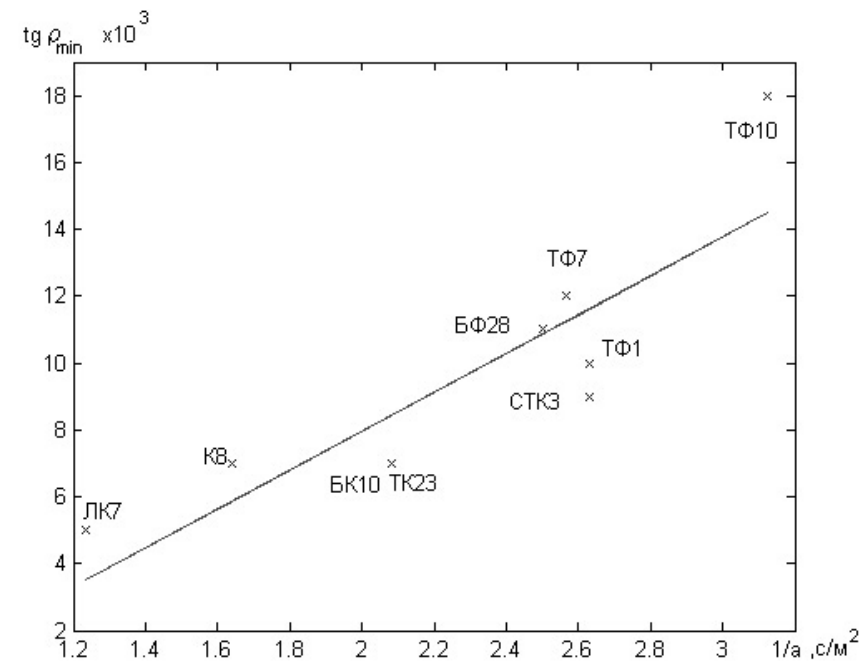


Рис. 1. Зависимость минимальной эллиптичности полированной поверхности оптических стекол от величины их температуропроводности.

Можно предположить, что нарушенный механическим полированием слой является аналогом зоны нарушений и деформаций атомных связей, которая возникает у вершины хрупкой трещины (рис.2.)

бежами, практически отсутствовала экономическая целесообразность работы МНТК и властвовала административно-хозяйственная система управления.

Все же МНТК подготовили большое количество высокопрофессиональных специалистов для всех областей производства, показали возможность объединения усилий ученых, конструкторов, инженеров и технологов, а также, как есть основания предполагать, осуществили прорыв в социалистическом менталитете участников инновационных процессов.

Сейчас в Интернете можно найти только следы деятельности МНТК «Микрохирургия глаза», в свое время блестяще организованного академиком С.Федоровым (Москва). Филиалы этого МНТК продолжают работать во многих городах бывших республик Союза.

В Украине кластеризация проводится большей частью в инновационной сфере, что лучше, чем полное отсутствие кластеризации. Наиболее организованной формой стали технопарки. Перечень действующих и организованных технопарков представлены в таблице 2.

Таблица 2

Технопарки Украины.

1	Институт электросварки им. Е.О. Патона	г. Киев
2	Институт монокристаллов	г. Харьков
3	Полупроводниковые технологии и материалы, оптоэлектроника и сенсорная техника	г. Киев
4	Углемаш	г. Донецк
5	Институт технической теплофизики	г. Киев
6	Киевская политехника	г. Киев
7	Украинские информационные технологии	г. Киев
8	Интеллектуальные информационные технологии	г. Киев
7	Яворив	г. Яворив
10	Агротехнопарк	г. Киев
11	Эко-Украина	г. Донецк
12	Научные и учебные приборы	г. Сумы
13	Текстиль	г. Херсон
14	Ресурсы Донбасса	г. Донецк
15	Украинский микробиологический центр синтеза и новых технологий	г. Одесса

Полагаем, что объединение технопарков с производственными мощностями для создания более крупных кластеров, производственных или экономических, является следующим шагом в Украине. Хотя технопарк «Яворив» является прообразом такого регионального кластера.

Идеи кластеризации в международном сотрудничестве

Идеи объединения по меньшей мере информационных ресурсов витали в воздухе, и в 80–е гг. в Западной Европе было организовано, например, European Research Coordination Agency (EUREKA). Хотя при начальной организации выполнения проектов в рамках EUREKA не говорилось о кластерном подходе, но реально он был именно таковой, причем объединявший научные организации и предприятия различных стран. Эта крупная европейская программа активно развивается и в настоящее время. В рамках EUREKA, кроме регулярных и зонтичных (Umbrella) проектов, выполняются и кластерные проекты (Cluster). Проекты, входящие в кластер, имеют еди-

предприятий в любых переменах. Создаваемые комплексы были призваны подняться над межведомственными барьерами, организовать слаженную работу входивших в МНТК академических институтов, опытных заводов и промышленных предприятий для создания, испытания и «внедрения» новых технологий и технических средств.

Создание МНТК произошло не на пустом месте. Впервые в бывшем СССР по инициативе Украинской академии наук еще в середине 70-х гг. начали создаваться миникластеры в рамках одной научной организации. Цель была той же, что и впоследствии у МНТК, — способствовать ускорению реализации достижений науки в народном хозяйстве в соответствии с тогдашней терминологией. Наиболее сложными по своей структуре были два т. н. научно-технических комплекса (НТК) «Институт электросварки им. Е.О.Патона АН УССР» и «Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича АН УССР».

Остановимся более подробно на последнем как более известном одному из авторов. Этот НТК насчитывал около 5000 сотрудников и состоял из собственно института, конструкторско-технологического бюро, опытного производства и информационно-вычислительного центра. В рамках этих подразделений существовал патентно-лицензионный отдел, занимавшийся и маркетингом разработок института, в том числе и за рубежом. Такой миникластер безусловно способствовал продвижению разработок института, правда, отметим, на социалистический «рынок», который не всегда являлся адекватным с современной точки зрения на рыночные экономические отношения.

К сожалению, в 90-е гг. прошлого века этот кластер сохранить не удалось. Правда, НТК «Институт электросварки им. Е.О.Патона» сохранился в большей степени и является частью технологического парка одноименного названия.

Что же касается деятельности таких макрокластеров, как МНТК, то их деятельность в конечном счете не привела к радикальным изменениям в инновационной политике бывшего СССР. В состав МНТК «Порошковая металлургия» входило более 15 организаций из республик бывшего Союза, призванных способствовать реализации не столько разработок головной организации, сколько решению более общей задачи — развитию такой конкурентноспособной отрасли промышленности как «порошковая металлургия». Эти организации не только предлагали наиболее перспективные разработки, но среди них были и те, которые были направлены на создание технических возможностей для использования в порошковой металлургии оборудования промышленного масштаба (печей, прессов, размольных и смесительных устройств и др.)

Хотя МНТК едва ли не первыми получили возможность относительно свободной торговли с зарубежными организациями в рамках так называемой Комплексной программы научно-технического сотрудничества стран бывшего соцлагеря (в МНТК были созданы свои внешнеторговые фирмы, но, как и раньше, отсутствовала возможность получения свободно конвертируемой валюты), это не помогло развитию макрокластеров. Отметим, что формально в состав МНТК входили не только отечественные организации, но и профессионально близкие институты и предприятия из стран — членов СЭВ, которые финансировались своими государствами. Такая благоприятная ситуация по объединению усилий, однако, не была реализована, поскольку в сущности деятельности МНТК как внутри бывшего СССР, так и за его ру-

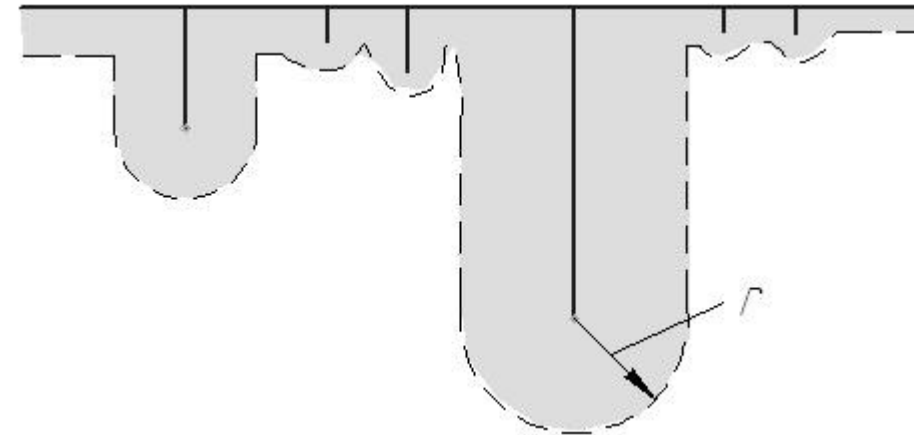


Рис. 2. Схема затронутого механическим полированием поверхностного пласта с микротрещинами Гриффитса, r — радиус зоны деформации и нарушений атомных связей у вершины трещины.

На рис. 3. приведенная микроструктура полированной поверхности после ее травления в растворе плавиковой кислоты, которая доказывает справедливость предложенной на рис.2.2.6. схемы.



Рис. 3. Микроструктура полированной поверхности стеклокерамики Zerodur (Schott AG, Germany) после ее травления (x600).

Величина $tg \rho_{min}$ может характеризовать величину радиуса r этой зоны, т.е.

$$r = k \cdot tg \rho_{min} = k \cdot 1/a \quad (2),$$

где k — коэффициент пропорциональности.

Согласно работам Гриффитса [16] и Инглиса [17] прочность хрупких материалов можно описать формулой

$$\sigma = (8E\gamma/\pi)^{1/2} \quad (3),$$

где E — модуль упругости, γ — удельная поверхностная энергия.

Если предположить, что удельная поверхностная энергия пропорциональна модулю упругости, как величина, характеризующая прочность межатомных связей, то с учетом (2), можно записать

$$\sigma = A \cdot E \cdot a^{1/2} \quad (4),$$

где A — коэффициент пропорциональности.

На рис. 4. приведены значения прочности 23 марок оптических стекол [18] в зависимости от параметра $E \cdot a^{1/2}$. Значения модулей упругости и температуропроводности взяты из ГОСТ 13659-78 «Стекло оптическое бесцветное. Физико-химические характеристики. Основные параметры».

Значение температуропроводности a для многих материалов приведены в справочной литературе, или могут быть рассчитаны по известной формуле

$$a = \lambda / C_p d \quad (5),$$

где λ — коэффициент теплопроводности, C_p — удельная теплоемкость, d — плотность.

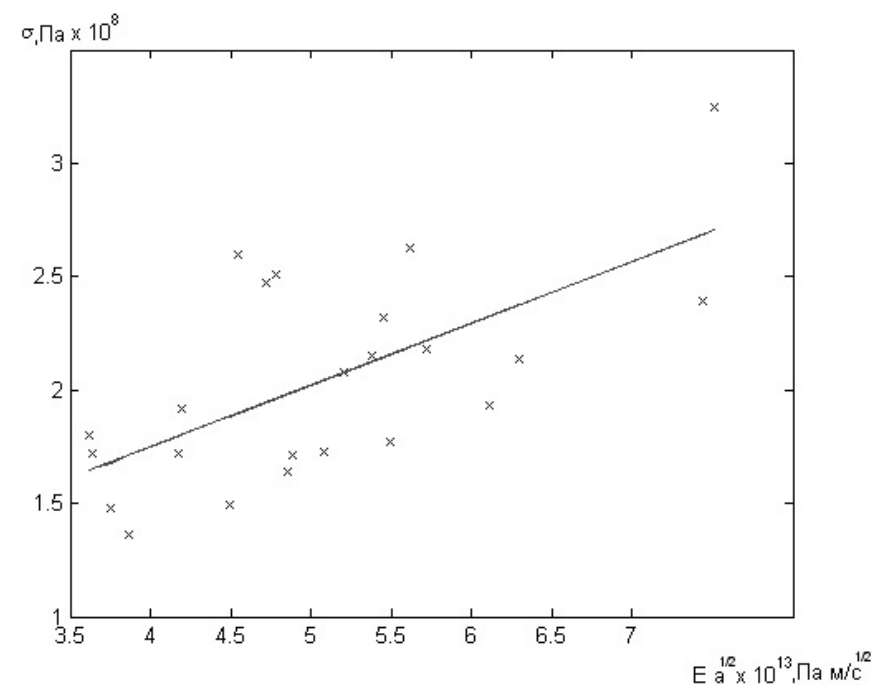


Рис. 4. Зависимость прочности оптических стекол от параметра $E \cdot a^{1/2}$.

Совокупность полученных автором и известных в литературе результатов позволяет обобщить представление о прочности хрупких твердых тел с разной структурой (кристаллической, стеклокристаллической, аморфной) и представить процесс их хрупкого разрушения как критическое событие, на начальных стадиях которого развивается микропластическая деформация в поверхностных нарушенных слоях. Микропластическая деформация вызывает концентрацию напряжения у вершины наиболее опасной микротрещины и ее последующее развитие.

Разработанный физико-технологический подход, результаты исследований общих закономерностей влияния поверхностных слоев и предложенный

природе систем [18]. С точки зрения кластеризации, синергия является мощным дополняющим фактором развития экономики.

Основными понятиями для описания синергетических процессов при кластеризации и чертами, которые необходимо проследить в каждом случае, можно выделить следующие.

1. Синергия является производной самоорганизацией системы, которая всегда подразумевает наличие связей между отдельными ее частями. Именно структурирование приводит к образованию нового качества, не сводимого к сумме качеств отдельных элементов.

2. В отличие от физики и химии, где самоорганизацию можно описать уравнениями, в экономике пока происходит описательное рассмотрение на логическом уровне. В случае экономики и инноваций важно влияние внешних экономических, политических и социальных факторов.

3. Синергетическое развитие характерно для открытых систем, Ему необходимы внешние связи и внешние источники — энергетические, информационные и другие.

Предыстория кластерного подхода

Одним из первых примеров создания кластеров является Силиконовая долина, Калифорния, США. Организовавшись как чисто полупроводниковый кластер, главным образом благодаря наличию идеального местного сырья для производства полупроводников, Силиконовая долина со временем стала площадкой для объединения информационных, финансовых и интеллектуальных ресурсов, сосредоточенных на современных задачах по созданию информационного общества.

Примером создания кластеров в бывшем СССР стала организация в середине 80-х гг. Межотраслевых научно-технологических комплексов — МНТК, объединявших крупные научно-исследовательские центры и предприятия, специализированные под реализацию их разработок. В таблице 1 приведен перечень первых советских МНТК, дающий представление об их основной направленности.

Таблица 1

Межотраслевые научно-технические комплексы.

1	«Биоген»
2	«Геос»
3	"Катализатор"
4	"Мембрана"
5	«Механобр»
6	«Микрохирургия глаза»
7	"Надежность машин"
8	«Нефтеотдача»
9	«Порошковая металлургия»
10	«Радиотехномаш»
11	"Световод"
12	“Термосинтез”

Основная задача МНТК заключалась в создании новых организационных форм для преодоления главной причины отторжения промышленностью научно-технических новшеств — экономическую незаинтересованность

Кластеры могут представлять географические объединения, которые разделяет специализированная инфраструктура, рабочие рынки и услуги и которые имеют общие возможности или угрозы. Кластер может представлять отраслевое, территориальное и добровольное объединения предпринимательских структур, которые тесно сотрудничают с научными (образовательными) учреждениями, общественными организациями и органами местной власти с целью повышения конкурентоспособности собственной продукции и содействия экономическому развитию региона. Это может быть сеть поставщиков, производителей, потребителей, элементов промышленной инфраструктуры, исследовательских институтов, взаимозависимых в процессе создания добавочной стоимости.

Классификацию кластеров проводят по разным признакам, к которым относятся:

- стадия развития (эмбриональный, развитый, зрелый);
- глубина кластера (глубокий, мелкий, неопределенной глубины);
- динамика занятости (возрастающий, уменьшаемый, стабильный);
- значимость (локальные, региональные, национальные);
- степень открытости (государственный, бизнесовый, межгосударственный, международный);
- характер связей (экономический, отраслевой, межотраслевой, научный, научно-технический, производственный, смешанный);
- полнота использования первичного ресурса (монопольное, совместное, частичное);
- надежность каналов перераспределения ресурсов (собственные, корпоративные, государственные, временные);
- структура (объединение малых предприятий, объединение малых и крупных предприятий, наличие головного предприятия);
- уровень взаимодействия между членами кластера (свободные отношения, регламентированные отношения, несистемные отношения);
- количество членов кластера (малые — до 20 членов, большие — свыше 20 членов);
- управление и географический охват (макрокластеры, мезокластеры, микрокластеры);
- прочность (сильный, стойкий, потенциальный, латентный).

За классификацией стоит стратегия и тактика развития экономики региона, отрасли или государства. Именно политические решения по выбору определенного типа кластера с учетом местных условий дают надежду на оптимистический сценарий развития экономики.

Синергия или синергизм (от греч. *συνεργία* — «вместе действующий») — это комбинированное воздействие двух или более факторов, характеризующееся тем, что их объединённое действие существенно превосходит эффект каждого отдельно взятого компонента и их суммы. Кроме этого, существует и синергетика (от греч. *συν* — «совместное» и греч. *εργος* — «действие») — междисциплинарное направление научных исследований, задачей которого является изучение природных явлений и процессов на основе принципов самоорганизации систем (состоящих из подсистем). Это — «...наука, занимающаяся изучением процессов самоорганизации и возникновения, поддержания, устойчивости и распада структур самой различной природы...». Синергетика изначально представлялась как междисциплинарный подход, так как принципы, управляющие процессами самоорганизации, одни и те же безотносительно к

критерий прочности [19] аморфных и стеклокристаллических материалов можно применить для создания высокоточных, прочных и стабильных соединений прецизионных деталей в узлы приборов.

Разработка перспективных микро- и наноразмерных клеевых соединений для прецизионных деталей

В работе [20] нами были представлены результаты исследований взаимодействия эпоксидного клея К-400 с ситаллом и кварцем. В данной работе проведено изучение методом инфракрасной спектроскопии МНПВО (многократного нарушенного полного внутреннего отражения), который позволяет исследовать поверхностные слои твердых материалов [21], типы связи клея К-400 с поверхностью ситалла марки СО-115М и кварца.

Актуальность исследований обусловлена широким применением кремнийорганического клея К-400 для создания вакуумноплотных термостойких соединений элементов оптико-электронных приборов. Композиционный клей К-400 состоит из эпоксидной смолы марки Т-111, модифицированной кремниевой органикой, и полиамидной смолы Л-20 [22].

Исследования показали, что:

- при взаимодействии клея К-400 с поверхностью ситалловых и кварцевых образцов образуются химические связи между гидроксилами силикатных материалов, находящихся на поверхности, и атомами кремния полимерного клея;
- интенсивность полос поглощения валентных асимметричных и симметричных колебаний групп Si—O (частоты колебаний 430 и 940 см⁻¹) силикатных материалов при наличии на них клеевого слоя возрастает с повышением температуры обработки. Эти спектроскопические изменения обусловлены образованием силоксанового слоя, химически связанного с поверхностью;
- термическая обработка кристаллической фазы ситалла (β-эвкритита) с клеем К-400 не изменяет спектроскопических характеристик клея, что еще раз подтверждает факт образования химической связи поверхностных гидроксидов стекла с атомами кремния в полимерном клее.

Проведенные нами исследования [23,24] на стеклокерамике с практически нулевым коэффициентом термического расширения (оптический ситалл СО-115М) и кварцевом стекле показали, что удаление нарушенного поверхностного слоя позволяет существенно увеличить как прочность самой детали, так и клеевого соединения этой детали с деталями из других материалов.

Были изготовлены образцы размером 9x12x120 мм из ситалла СО-115М и кварцевого стекла КВ, поверхность которых подвергали различной механической обработке (абразив М28, М10). Обработку проводили по всей поверхности образцов. При групповых методах обработки (серию образцов одной марки обрабатывали в одном блоке в идентичных условиях) получена высокая точность формы сечения образцов, отклонения линейных размеров не превышали ±1 мкм. Химическую обработку осуществляли в растворах при следующем массовом содержании компонентов, (%): 55-65 фтористоводородной кислоты, 15-25 глицерина, остальное вода (для кварцевого стекла КВ); 36-42 фтористо-водородной кислоты, 55-60 глицерина (для ситалла СО-115М). Механические испытания прочности проводили в условиях симметричного изгиба по трехточечной схеме нагружения. Усилие разрушения

фиксировали с точностью $\pm 1\%$ по шкале силоизмерительного механизма установки.

Из рис.5 видно, что прочность ситалла и кварцевого стекла зависит как от вида механической обработки поверхностей образцов, так и от продолжительности травления.

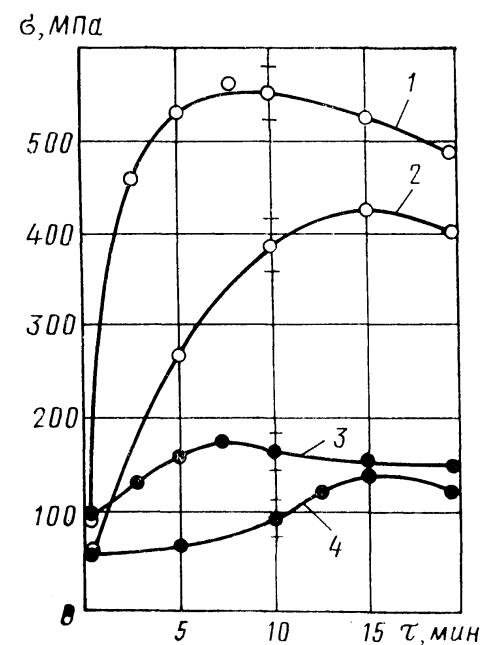


Рис.5. Зависимость прочности σ при симметричном изгибе образцов из кварцевого стекла KB (O) и ситалла CO-115M (●) от продолжительности τ обработки в травильных растворах 1 и 3 — абразив M10; 2 и 4 — абразив M28.

Представляет интерес тот факт, что исходные значения прочности образцов из ситалла и кварцевого стекла, обработанные абразивом M10, являются величинами одного порядка. Однако при травлении образцов из кварцевого стекла обеспечивается рост прочности примерно в 3÷4 раза больший, чем при химической обработке образцов из ситалла. Это можно объяснить различным структурным состоянием данных материалов и, следовательно, разной чувствительностью к поверхностным дефектам.

При химической обработке ситалла и кварцевого стекла, шлифованных абразивом M28, съем при травлении (рассчитанный по скорости травления и продолжительности обработки), обеспечивающий максимальное упрочнение, будет составлять 36÷38 мкм, а после обработки абразивом M10 — 18÷20 мкм. Непосредственное измерение съема у исследуемых образцов при травлении показало, что при максимальном упрочнении он равен 28÷30 мкм для абразива M28 и 13÷15 мкм для абразива M10. Это говорит о том, что в процессе травления скорость растворения ситалла и кварцевого стекла изменяется.

Исследования показали, что при низких скоростях травления начинает сказываться различие в скоростях растворения структурных составляющих (ситалл CO-115M) и структурных неоднородностей (кварцевое стекло). При этом точность формы поверхности образцов ухудшается, что приводит к пе-

УДК 001.89

Смертенко П.С., Чернышев Л.И., Марьенко А.В. РЕАЛИЗАЦИЯ ИДЕИ ТРАНСФОРМАЦИИ И СИНЕРГИИ КЛАСТЕРОВ В ИННОВАЦИОННОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ

Розглянуто підходи до кластеризації для вирішення задач інноваційного розвитку, зокрема України. Проаналізовано історичні зв'язки сучасних наукових та економічних кластерів. Показані деякі необхідні для успішного розвитку кластерів умови в сучасних умовах.

Ключові слова: кластер, синергія, інновація, технопарк.

Введение

В последние десятилетия весьма актуальным является инновационное развитие промышленно передовых государств. Считается, что мировыми лидерами в этом явлении являются такие страны, как Швеция, Япония, Финляндия, США, Франция, Великобритания, Китай, Ирландия и ряд других государств [1, 2]. Тем не менее, даже их опыта в современных быстро изменяющихся условиях недостаточно, чтобы постоянно оставаться среди лидеров. Поэтому исследованию механизмов и инструментов инновационного развития, а также подходов к ускорению внедрения инновационных научно-технических разработок посвящено множество статей и монографий [3-10].

Одним из широко обсуждаемых наиболее современных механизмов ускорения инновационного развития является кластерный механизм [11-14].

В данной работе авторы сделали попытку провести ретроспективу сущности кластерного подхода и показать перспективность такого пути для экономики Украины.

Определение кластера и синергии

Кластер в инновационном понимании — это большой проект, определенный рядом стратегических целей с большим количеством участников. Считается, что кластеризация уменьшает затраты на научно-технологические разработки, информационное и маркетинговое обеспечение, содействует более эффективному использованию финансовых и интеллектуальных ресурсов, стимулированию и поддержке «точек роста».

В 2006 году правительство Франции приняло специальное решение о кластерной организации инновационного процесса в стране.

Кластеры могут варьироваться от небольших сетей малых и средних предприятий в ограниченных географических зонах к «мега-кластерам». В Дании или Финляндии, например, кластеры представляют собой преобладающую часть экономики.

© Смертенко Петро Семенович, кандидат фіз.-мат. наук, старший науковий співробітник Інституту напівпровідників ім. В.Є.Лашкарьова, керівник Українського офісу Європейської програми EUREKA, Чернышев Леонід Іванович, кандидат техн. наук, завідувач лабораторією Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Мар'єнко Анатолій Васильович, заступник Голови правління ВАТ Меридіан ім. С.П.Корольова.

13. Свиридов Д.Т., Свиридова Р.К., Смирнов Ю.Ф. Оптические спектры ионов переходных металлов в кристаллах.—М.: Наука, 1976.—266 с.
14. Портной К.И., Тимофеева Л.И. Кислородные соединения редкоземельных элементов. Справочник.— М.: Металлургия, 1986.—480 с.
15. Зінченко В.Ф., Сфрюшина Н.П., Соболев В.П., Мозкова О.В., Горштейн Б.А., Кочерба Г.І. Інтерференційне покриття (варіанти) та матеріал для його виготовлення (варіанти) // Патент України на винахід, № 68929.—2006.
16. Кочерба Г.І., Зінченко В.Ф., Мозкова О.В., Лихоліт М.І., Соболев В.П., Горштейн Б.А. Матеріал для інтерференційних покриттів та інтерференційне просвітлювальне широкопasmове покриття (варіанти) / Патент України на винахід, № 83874.—2008.
17. Конюхов С. Україна космічна // Світогляд.— 2007, №5.— С.2-10.
18. Корицун Б. Г., Сафонов В. В., Дробот Д.В. Фазовые равновесия в галогенидных системах: Справочник. — М.: Металлургия, 1979.—182 с.
19. Кузнецов Б.А., Сафонов В.В. Галогениды (Диаграммы плавкости). Справочник.—М.: Металлургия, 1991.—148 с.
20. Бацанова Л.Р. Фториды редкоземельных элементов // Усп. химии.—1971.—**40**, №6.— С.645-679.
21. Кочерба Г.І., Зінченко В.Ф., Галькевич Є.П. Застосування барію октафтородітріату як матеріалу для оптичних покриттів / Патент України на корисну модель, № 30805.—2008.

пераспределению напряжений при нагружении образцов и возникновению локальных очагов разрушения (снижение прочности).

Многолетние испытания показали высокую прочность и надежность клеевых соединений деталей СО-115М между собой и с деталями из кварцевого стекла, силикатных стекол, титана, инвара, кобальта и пьезокерамики.

Дальнейшие исследования по совершенствованию клеевых соединений мы проводили с микро- и нанонаполнителями.

В комплексе работ [25-32], проводимых в Донецком физико-техническом институте им. А. Галкина НАН Украины под руководством Константиновой Т.Е., исследованы свойства нанопорошков и изделий из них в зависимости от их состава и технологических факторов. Была показана перспективность получения изделий из наноматериалов с особыми магнитными, оптическими, электрофизическими и механическими свойствами. Установлено [28], что введение в полимерную матрицу 2 мас.% нанопорошков ZrO_2 практически не влияет на продолжительность периода индукции и снижает скорость развившегося окисления полимера. Снижение максимальной скорости окисления полимеров без изменения периода индукции объясняется подавлением вырожденного разветвления кинетических цепей окисления за счет разрушения гидропероксидов (первичных стабильных продуктов окисления). При концентрации диоксида циркония в полимерной матрице 2 мас.% эффект снижения скорости окисления незначительный, однако с увеличением концентрации наполнителя до 10 мас.% скорость окисления полимера уменьшается в 1,33,6 раза. Наименьшая скорость окисления наблюдается при наполнении полимерной матрицы нанопорошком ZrO_2 , легированным 3 %-ми Y_2O_3 и полученным при температуре термообработки (800 °С). Такой оксид циркония имеет тетрагональную решетку, характеризуется незначительной степенью агрегированности частиц, слабо взаимодействующих друг с другом. Высокие антиоксидантные свойства проявляет также нанопорошок моноклинного диоксида циркония, который получен при температуре термообработки 1000 °С. Однако он характеризуется высокой степенью агрегирования и образует агломераты, включающие сильно связанные между собой частицы.

При повышении концентрации ZrO_2 до 20 мас.% отмечается общая тенденция относительного снижения стабилизирующего действия наполнителя на процесс термоокислительной деструкции, но соотношение скоростей окисления полимеров с добавками различных нанопорошков в целом сохраняется: скорость развившегося окисления у композитов, наполненных порошками с высокой температурой термообработки, меньше, чем у композитов, наполненных порошками с относительно низкой температурой термообработки (500 и 700°С).

Термогравиметрические (ТГ) исследования процесса термической и термоокислительной деструкции композитов показали, что введение в состав полимера аминного отверждения 10 мас.% диоксида циркония оказывает слабо выраженное влияние на изменение его массы при нагревании. При введении в полимер диоксида циркония в большинстве случаев при термической обработке наблюдается не более 10 %-ной потери массы. Температуры начала основной стадии деструкции и максимумов ТГ зависимости практически не изменяются в пределах, соизмеримых с точностью их определения. Только для композита, содержащего порошок диоксида циркония, легированного 3 %-ми Y_2O_3 (проявляющего наиболее выраженные антиок-

сидантные свойства), наблюдается слабая тенденция к повышению значения температур, характеризующих процесс термической и термоокислительной деградации. Выбор эпоксидных клеев как матриц для создания термопрочных наноконструкций объясняется тем, что этот класс клеев имеет наиболее высокие значения как кратковременной, так и длительной прочности.

С целью получения максимальных значений прочности после термоокисления в качестве основы был выбран клей К-300, термопрочность которого обеспечивалась кремнийорганической составляющей. Дополнительное введение в клей К-300 нанопорошка (размер частиц 10-15 нм) диоксида циркония, легированного 3%-ми Y_2O_3 , в количестве 20 мас.%, позволило сохранить прочность клеевого соединения деталей из стеклокерамики с практически нулевым коэффициентом термического расширения (оптический ситалл СО-115М и Zerodur) на уровне 35 МПа после воздействия температуры 250 °С в течение 2 часов (термообработка в муфельной печи на воздухе). Положительное влияние введения наночастиц диоксида, легированного 3%-ми Y_2O_3 , на термопрочность предложенной композиции [33,34] можно объяснить совместным влиянием следующих факторов:

1. Уменьшением скорости окисления полимерной матрицы за счет введения наночастиц с антиоксидантными свойствами [28];
2. Уплотнением структуры — наночастицы заполняют объем между микропорошком наполнителя (нитрид бора или окись титана), входящим в структурный состав клеев К-300 [21], что обеспечивает при оптимальных концентрациях микро- и нанонаполнителя уменьшение усадки при отверждении и связанных с этим внутренних напряжений, а также проявления эффекта возникновения дополнительных межатомных связей [20].

Схема, объясняющая положительный эффект уплотнения при совместном введении микро- и нанонаполнителей, является схемой плотной упаковки слов. При использовании наполнителей, размер которых составляет десятки микрон, даже при их плотной упаковке, будут возникать пустоты, размер которых также измеряется в микронах. При дополнительном введении наночастиц в виде наполнителя можно обеспечить заполнение ими пустот между микрочастицами. Такой подход известен при описании атомных структур аморфных металлических сплавов. При этом используются представления о плотной упаковке твердых сфер [34]. Эта модель, примененная для аморфных сплавов типа «металл-металлоид», позволила объяснить оптимальное содержание в них металлоида на уровне 20 объем.% за счет заполнения пустот между атомами металла меньшими по размерам атомами металлоида [36].

Важным аспектом для использования клеевых композиций с микро- и нанонаполнителями является возможность применять порошки материалов с различными теплофизическими свойствами, что позволяет создать клеевые соединения как с высокой, так и, при необходимости, с низкой температуропроводностью.

Нами исследовалась возможность повышения температуропроводности клея К-300 за счет введения микропорошков синтетического алмаза [37].

Исследование эффективности применения предложенной клеевой композиции на основе кремнийорганического клея К-300 с 10÷20 объем. % микропорошка синтетического алмаза зернистостью 10/7÷1/0 проводили на полированных образцах лейкоапатита размером 10х12 мм² и толщиной 0,2 мм. Образцы приклеивали к торцу медного трубчатого элемента охлаждения оптического кристалла, в который заливали жидкий азот. После нанесения

защиты состава пленкообразующих материалов на основе фторидов путем их легирования. Установлен механизм легирования добавками к наиболее распространенному материалу — фториду магния. Показан иной способ улучшения оптических свойств, в частности, расширения области прозрачности благодаря использованию сложных фторидов. Высокая лучевая прочность и прозрачность BaY_2F_8 позволяет рассматривать его как многообещающий материал для интерференционной оптики ИК технологических лазеров.

Ключевые слова: сложные фториды, покрытия, оптические и эксплуатационные свойства, лучевая прочность.

Properties of low-refractive-index materials based on fluorides of metals, presumably, complex ones, and coatings produced from them, are regarded. Problems of optimization of composition of film-forming materials, based on fluorides, by their alloying are discussed. An alloying mechanism of admixtures to the most widespread material — magnesium fluoride — is established. Another way of enhancing optical properties, particularly, broadening of a transparency domain due to use of complex fluorides is shown. High beam durability and transparency of BaY_2F_8 allow regarding it as much promising material for interference optics of IR technological lasers.

Keywords: complex fluorides, coatings, optical and operational properties, laser-beam durability.

1. Smakula A. Einkristalle. Wachstum, Herstellung und Anwendung.—Berlin. Göttingen- Heilberg, J.F. Bergmann, München: Springer-Verlag, 1962.—428 S.
2. Бубис И.Я., Вейденбах В.А., Духонел И.И., Зубаков В.Г., Качкин С.С., Кузнецов С.М., Лисицын Ю.В., Окатов М.А., Петровский Г.Т., Придатко Г.Д., Сергеев Л.В., Смирнов В.И., Суйковская Н.В., Торбин И.Д., Чуниин Б.А. Справочник технолога-оптика: Справочник / Под общ. ред. С.М.Кузнецова и М.А.Окатова.— Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ие, 1983.—414 с.
3. Consumables for PVD applications. Evaporation materials and accessories., Alzenau: eybold Optics GmbH catalogue, 2003.—87 PP.
4. Moss T. S. Optical properties of semiconductors // Phys. Stat. Sol. (b). — 1985. — V.131. — P.415.
5. Зінченко В.Ф. Научные основы прогнозирования и создания пленкообразующих материалов для интерференционной оптики // Оптический журнал.—2006.—73, №12.—С.72–77.
6. Зінченко В.Ф., Соболь В.П., Кочерба Г.І., Тімухін С.В. Оптичні та експлуатаційні властивості тонкоплівкових систем інтерференційної оптики (огляд) // Фіз. і хім. тверд. тіла.—2007.—8, №3.—С.441-450.
7. Марків В.Я., Белявіна Н.М. Апаратно-програмний комплекс для дослідження полікристалічних речовин за їх дифракційними спектрами // Конструкційні та функціональні матеріали (КФМ — 97): Тез. доп. / Др. Міжнар. конф. Львів.—1997. — С. 260-261.
8. Абильситов Г.А., Гонтарь В.Г., Горохов Ю.А., Колпаков А.А., Майоров В.С., Новицкий Л.А., Ружман Г.И., Сафонов А.Н., Сумерин В.В., Якунин В.П. Технологические лазеры. Справочник: В 2-х тт. Под общ. ред. Г.А. Абильситова. М.: Машиностроение, 1991.—436 с.
9. Свечников М.Б. Лучевая прочность диэлектрических покрытий в диапазоне длин волн 0.25... 1.06 мкм.—СПб.: ВНИИ "ГОИ им. С.И. Вавилова", 1992.—214 с.
10. Кориунов Б. Г., Сафонов В. В. Галогенидные системы.—М.: Металлургия, 1984.— 304 с.
11. Калинин В.Т., Макаров Д.В., Тихомирова Е.Л. и др. Исследование гирдофторидного синтеза фторидов некоторых редкоземельных элементов// Журнал прикладной химии.—2002.—25, Вып. 11.— С. 1796-1800.
12. Зінченко В.Ф., Сфрюшина Н.П., Кочерба Г.І., Срьомін О.Г., Соболь В.П., Мозкова О.В., Марків В.Я., Білявіна Н.М. Оптичні і експлуатаційні властивості тонкоплівкових покриттів, отриманих методом вакуумного випаровування фторидів РЗМ // Фізика і хімія твердого тіла.—2001.—2, №3.—С.351–360.

Таблиця 6

Оптичні й експлуатаційні властивості покриття, одержаного з BaY ₂ F ₈							
Товщ. оптична, нм	Товщ. фізична, нм	Показник заломлення	Неоднорідність T, %	Коеф. розсіювання для 630 нм., %	Перевірка на СМ-55, об. (механічна міцність)	Сталість до термоудару	Примітка
2670	1910	1,37–1,34 (для 1,33–12 мкм)	–1,28	0,5	2500–3000	+	Покриття на підкладці К-8 тримається. Зруйнувалося на підкладках з ПО-4 та кварцу.

Таблиця 7

Узагальнені оптичні характеристики фторидних ПУМ					
Матеріал	Показник заломлення (n) при довжині хвилі (λ), мкм		Область оптичної прозорості (λ ₁ –λ ₂), мкм	Оптичне поглинання при λ=10,6 мкм, % (у перерахунку на d _{опт.} =λ/4)	Променева міцність (E _a), Дж/см ²
	0,5	10,6			
ThF ₄	1,52	1,37	0,25-13	0,36	14,3-16,5
BaF ₂	1,47	1,39	0,2-14	0,12	–
YF ₃	1,51	1,36	0,25-11,5	0,69	–
BaY ₂ F ₈	1,49	1,36	0,2-12,5	0,36	14,0-15,0

Воно дещо поступається покриттю з YF₃ за механічною міцністю, проте має нижчий коефіцієнт розсіювання, особливо у робочому діапазоні. Променева міцність покриттів із застосуванням BaY₂F₈ [21] як оптичного матеріалу виявилася досить близькою до такої для покриттів на основі еталонного матеріалу — торію тетрафториду (табл.7).

Але, зважаючи на цілковиту безпечність застосовуваного матеріалу (клас безпеки 3), його можна вважати альтернативою до базового матеріалу — ThF₄. Променева міцність покриття дещо залежить від швидкості його нанесення.

Висновки

Розробка фторидних матеріалів для функціонування у екстремальних умовах проводиться у двох основних напрямках — на основі композитів та складних фторидних сполук. Показано, що застосування легуючих добавок фторидних деяких РЗЕ до фториду магнію дозволяє суттєво покращити оптичні та експлуатаційні параметри одержуваних покриттів, зокрема механічну міцність аж до групи 0. Розширення області прозорості у складному фториді BaY₂F₈ робить можливим його застосування для прохідної оптики середнього ІЧ — діапазону спектру, причому лазерна міцність покриття з зазначеного ПУМ наближається до такої для ThF₄.

Рассмотрены свойства материалов с низким показателем преломления на основе фторидов металлов и получаемых из них покрытий. Обсуждаются проблемы оптими-

клеевой композиции образцы притирали к медной поверхности. При этом происходила специфическая алмазно-абразивная обработка соединяемых поверхностей в среде полимерного клея, что обеспечивало удаление окисной пленки с поверхности меди и образование «свежих» микрошероховатых поверхностей как на меди, так и на лейкосапфире. Поэтому образующиеся при механической обработке «свежие» поверхности разрушения содержат активные центры, которые способствуют взаимодействию с компонентами клея.

Для сравнения другую партию образцов лейкосапфира приклеивали традиционным способом с использованием стандартного клея К-300, не содержащего алмазный микропорошок.

После полимеризации в криостаты (в медный элемент охлаждения) заливали жидкий азот (минус 196°С) и регистрировали изменение температуры на сапфировых пластинках. После испарения жидкого азота и нагревания криостата до комнатной температуры в него вновь заливали жидкий азот. Такие циклы повторяли 10 раз. Результаты испытаний показали, что предложенная композиция с микропорошком алмаза позволяет существенно увеличить температуропроводность клеевого соединения. За первые 100 сек. алмазно-полимерное клеевое соединение позволяло охладить сапфировую пластину до 90 °К, а стандартное клеевое соединение с клеем К-300 только до 180 °К. До температуры 80 °К (рабочая температура данного криостата) предложенное соединение охладилось за 200 сек., а стандартное — за 300 сек. Кроме этого, было отмечено, что при 10-тикратном термоударе стандартный клей К-300 не обеспечивает гарантированную целостность сборки, имелись разрушения и расклейки. В то же время мы не обнаружили такие дефекты при использовании предложенной алмазно-клеевой композиции.

Позитивный эффект от реализации предложенного состава и способа клеевого соединения объясняется несколькими факторами, которые комплексно дополняют друг друга. Во-первых, при механическом воздействии алмазных зерен происходит механическое удаление поверхностных пленок, и клей непосредственно взаимодействует со свежесформированными ювенальными поверхностями соединяемых материалов, что обеспечивает высокую прочность адгезионной связи. Во-вторых, непосредственное взаимное притирание обеспечивает максимальное прилегание и минимальный однородный соединительный слой. В-третьих, после полимеризации алмазный порошок, являясь сверхтвердой составляющей композиции, повышает ее прочность. В-четвертых, алмаз имеет высокую теплопроводность, которая обеспечивает высокую теплопроводность клеевой композиции, быстрое выравнивание температурного поля, что уменьшает термические напряжения при термоциклировании. При комнатной температуре теплопроводность алмаза в четыре раза превышает теплопроводность меди и сапфира, а при температуре кипения жидкого азота теплопроводность алмаза превосходит этот показатель для меди и сапфира более чем на порядок [38].

Анализируя разработанные и описанные клеевые соединения, необходимо отметить, что, к сожалению, клеевые соединения даже с разработанными улучшениями не позволяют полностью исключить недостатки, присущие этому типу соединений:

- в клеевых соединениях всегда наблюдаются остаточные напряжения, которые легко можно увидеть на стандартном поляризоскопе-поляриметре ПКС-250;

- точность и стабильность во времени взаимного положения соединяемых деталей не превышает ± 10 угл. секунд.

Для многих конструкций эти недостатки не критичны, однако существуют конструкции приборов, в которых эти недостатки клеевых соединений недопустимы. К таким приборам следует отнести зеркально-линзовые системы, поляризационные приборы, приборы навигационного обеспечения, а также различные эталоны.

Разработка перспективного бесклеевого наносоєдинення для прецизионных оптических деталей

В работе [39] было показано, что Al-покрытия, нанесенные в вакууме на образцы из стеклокерамики с практически нулевым коэффициентом термического расширения (Zerodur) при $t = 400^\circ\text{C}$, химически взаимодействуют с поверхностью образцов. В работе приведены результаты исследования образцов прецизионных деталей из стеклокерамики Zerodur, соединенных между собой с использованием наноразмерных вакуумных покрытий, содержащих алюминий [40].

Была выбрана следующая схема технологии твердофазного соединения полированных деталей (ТСПД):

- полирование соединяемых поверхностей по традиционной технологии оптического производства ($N=1-3$; $\Delta N=0,5$);
- нанесение в вакууме покрытия, содержащего алюминий (несколько сотен нм);
- контактирование и позиционирование соединяемых поверхностей;
- термообработка при температуре $\approx 400^\circ\text{C}$;
- контроль качества соединения.

Были изготовлены плоскопараллельные пластины, которые соединяли между собой в виде Т-образных образцов. При этом два смежных угла составляли $90^\circ \pm 10''$.

Исследовали прочность Т-образной детали, соединенной по ТСПД-технологии, после воздействия пятикратного температурного удара (комнатная температура — жидкий азот), нагрева на 400°C и последующего нагрева на 1000°C в течение 1 часа. После нагрева на 1000°C керамика приобрела молочный цвет, что свидетельствовало об увеличении размера кристаллов и объемного содержания кристаллической фазы.

При всех этих экстремальных воздействиях деталь сохранила свою целостность. Затем деталь была разрезана на партию однотипных Т-образных образцов для исследования прочности. Прочность самой стеклокерамики не только не уменьшилась, но даже возросла почти в два раза по отношению к исходному уровню в результате дополнительной кристаллизации. Все образцы разрушались как линейно-упругие тела без следов остаточной деформации.

В качестве одного из экстремальных воздействий исследовалось также влияние лазерного излучения на соединительный шов и целостность образцов. Лазерную обработку выполняли на лазерном технологическом комплексе ЛТ16-400/500. Режимы обработки образцов были следующими: длина волны — 1,06 мкм, мощность — 12 Вт, диаметр сфокусированного лазерного луча — 30 мкм, частота модуляции — 5 кГц, скорость перемещения образца в горизонтальной плоскости — 20 мм/мин. Исследования показали, что данные режимы не нарушают целостность образца, а в соединительном шве алюминиевый слой растворяется, что позволяет создавать топологи-

Результаты РФА материалов после термического выпаривания свидетельствуют о существенных изменениях фазового состава. Так, экспериментальный спектр (рис.4) указывает на то, что материал с човника-выпаривателя, кроме BaY_2F_8 , содержит некоторое количество фторида YF_3 . Дифракционный спектр пленочного покрытия (рис.5) содержит единственное, сильно размытое гало вблизи рефлекса (2 0 0) сполуки BaY_2F_8 , что указывает на его рентгеноаморфность. Спектры пропускания и отражения тонкопленочного покрытия, полученного термическим выпариванием ПУМ BaY_2F_8 , представлены на рис.6. Как видно покрытие из указанного материала остается достаточно прозрачным в рабочем диапазоне спектра. Как следует из представленных в табл. 6 данных, свойства (оптические и эксплуатационные) существенно зависят как от природы пленкообразующего материала, так и от типа подложки.

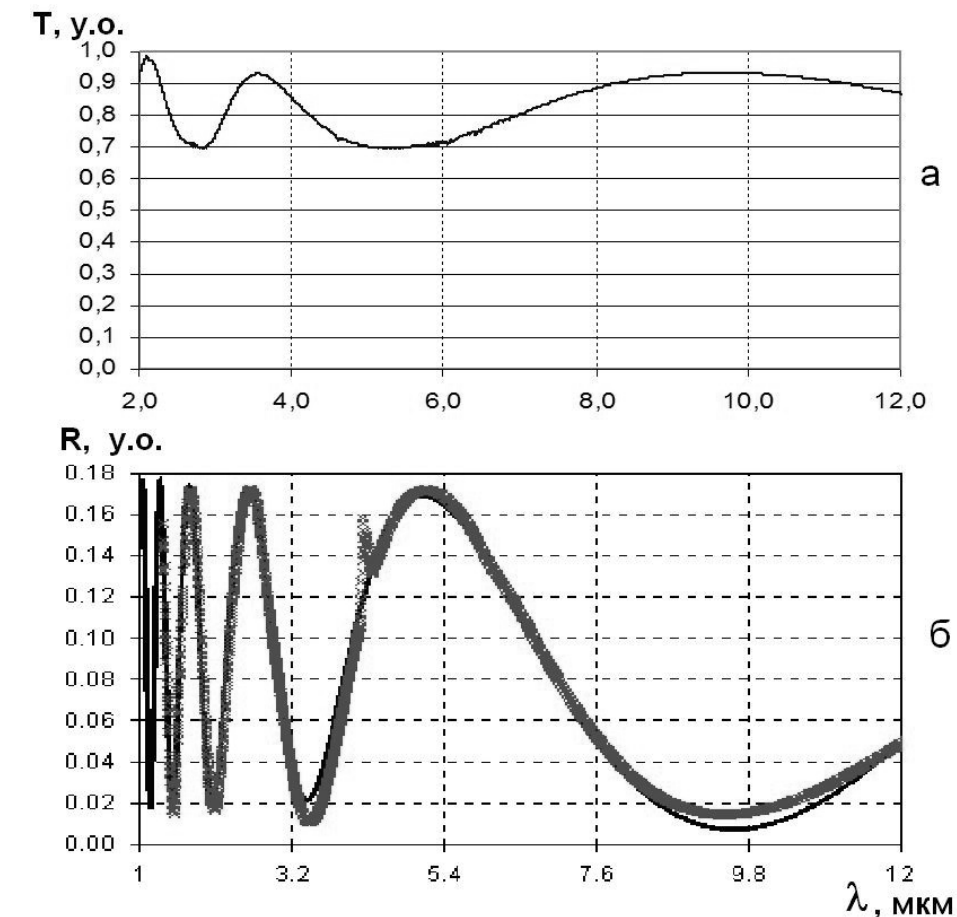


Рис.6. Спектры пропускания (а) та відбиття (б) тонкоплівкового покриття з ПУМ BaY_2F_8 .

Так, покриття з BaY_2F_8 має добру адгезію до підкладки з оптичного скла К8, а на підкладках з ZnSe (ПО4) та кварцу покриття тримається не досить добре й за певний проміжок часу починає лущитися.

Таблиця 5

Зміна фазового складу та параметрів комірок ПУМ BaY₂F₈ після випаровування

Вихідний ПУМ	Фазовий склад залишку, сингонія (вміст фази, %)	Параметри комірок залишку, Å			
		a	b	c	∠, °
BaY ₂ F ₈	BaY ₂ F ₈ , моноклін. (95)	6,977	4,260	10,514	α=β=90; γ=99,68
	YF ₃ , ромб. (5),	6,361	6,885	4,390	

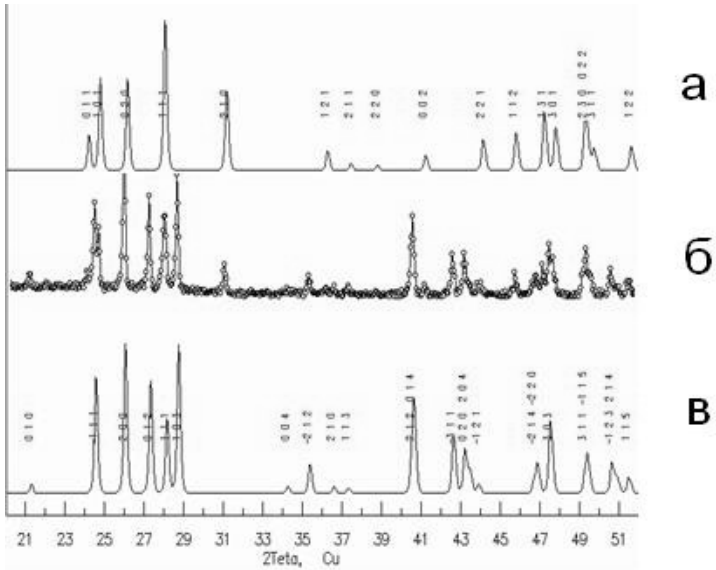


Рис.4. Зіставлення експериментального дифракційного спектру залишку після випаровування з матеріалу BaY₂F₈ (б) з графічним образом еталонного дифракційного спектру сполуки YF₃ (а) та з графічним образом еталонного дифракційного спектру сполуки BaY₂F₈ (в).

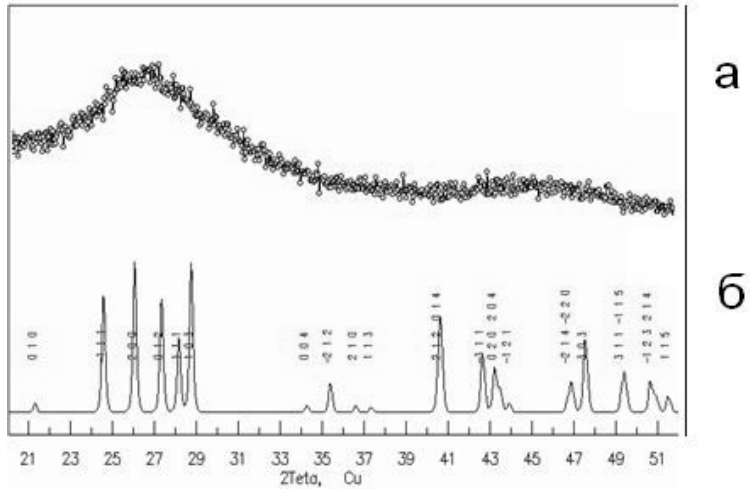


Рис.5. Зіставлення експериментального дифракційного спектру модельного покриття з матеріалу BaY₂F₈ (а) з графічним образом еталонного дифракційного спектру цієї сполуки (б).

ские рисунки. Топологический рисунок задавали с помощью специальной программы. При увеличении мощности лазерного излучения возникали трещины в стеклокерамике, а шов оставался неповрежденным.

Исследование стабильности взаимного положения прецизионных зеркальных призм 90°, соединенных по ТСПД-технологии, проводили в течение 2004-2006 г.г. в головной метрологической организации Украины — Научно-производственном институте метрологического обеспечения измерений геометрических, механических и виброакустических величин Укрметртестстандарта. Образцы подвергали пятикратному термическому удару жидким азотом и нагреву до плюс 400°С (выдержка 1 час), двойному механическому удару 100g и 300g, на следующих этапах исследовали стабильность углового положения деталей при хранении в нормальных условиях. Результаты исследований показали, что:

- для зеркальных призм 90° ошибка, возникшая от технологических факторов изготовления призм, составляла для различных призм от 1 до 15 угл.сек. Этот результат подтверждает то, что разработанная технология позволяет создавать зеркальные призмы с высокой точностью;
- воздействие экстремальных условий приводит к изменению взаимного положения для различных призм от 1 угл. сек до 10 угл. сек;
- при хранении призм в нормальных условиях отклонение взаимного положения не превышало 5 угл. сек. (рис. 6). Для лучшего образца №1 — 1 угл.сек., что находилось на уровне точности измерений.

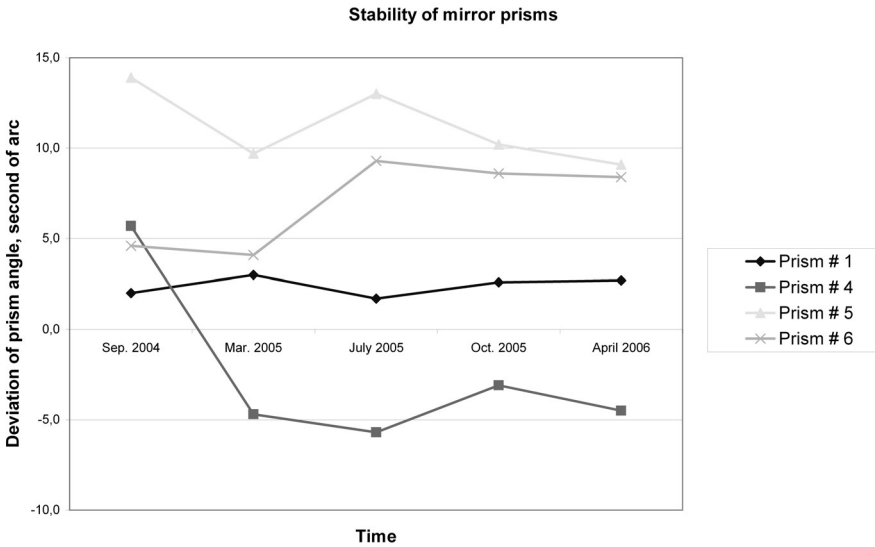


Рис. 6. Стабільність взаємного положення призм 90°, соединенных по ТСПД-технологии.

Кроме зеркальных призм 90° исследовали также плоский образец, соединенный из двух частей, составляющих между собой плоский угол 180°. При хранении в нормальных условиях плоский угол 180° сохранялся в пределах 2 угл. сек.

Полученный комплекс результатов показал высокую стойкость и стабильность геометрических и механических свойств прецизионных наносое-

динений в сборных деталях и узлах из Zerodur на основе вакуумных покрытий и разработанной технологии. Эти соединения способны сохранять высокую несущую способность, как при нормальных условиях, так и при экстремальных воздействиях, которые могут иметь место при проведении технологических операций или в процессе эксплуатации изделий. Для объяснения высокой прочности и стабильности образцов, соединенных ТСПД-методом, была предложена следующая физическая модель.

С точки зрения дислокационной теории прочности, для тонкого слоя металла разрушающее напряжение можно описать зависимостью

$$\sigma_f = \sigma_0 + K \cdot d^{1/2} \tag{6},$$

где σ_0 — значение разрушающего напряжения для монокристалла
 K — константа,
 d — длина плоскости скольжения дислокаций.

Данная формула была многократно экспериментально и теоретически исследована для металлических деталей. Обзор этих исследований приведен в монографии [41]. При этом в качестве параметра d принят размер зерна структуры металла. Измельчение зерен в результате механической термообработки позволяет существенно увеличить разрушающие напряжения. В случае ТСПД-технологии такой подход позволяет в качестве параметра d принять толщину соединительного слоя, который составляет сотни нанометров. Поэтому по сравнению с алюминиевой литой деталью с размером зерен d , равным приблизительно нескольким миллиметрам, прочность разрушения ТСПД-соединения может быть выше в 20–100 раз.

Химическое взаимодействие на границе полированных деталей с нанесенными металлическими слоями создает условия закрепления дислокаций, что существенно уменьшает пластичность этого слоя и увеличивает прочность. Химическое закрепление дислокации и наноразмер зерен в соединительном шве и обуславливают поведение соединенных образцов как линейно-упругих тел.

Одной из перспективных областей применения разработанной технологии может быть создание астрономических зеркал телескопов «сэндвич»-конструкции из Zerodur с высокой степенью облегчения. В этом случае средняя часть зеркала в виде сотовой конструкции имеет сквозные отверстия, легко образуемые путем механической обработки алмазным инструментом или водяной струей высокого давления (с абразивным порошком). Экспериментальные исследования подтвердили возможность соединения такой сотовой структуры с тонкой плоской пластиной [42].

ТСПД-технология позволяет получать соединения высокопрочной SiC-керамики с Zerodur K20, а также создавать сотовую конструкцию методом порошковой металлургии и соединять ее с рабочей оптической частью зеркала из Zerodur K20.

Такое комбинированное зеркало может иметь рекордное значение показателя облегчения (свыше 90%), так как удельная жесткость E/ρ (где E — модуль упругости, а ρ — удельный вес) SiC-керамики в несколько раз превышает аналогичный показатель для стеклокерамики. Поэтому общая толщина такого комбинированного облегченного зеркала может быть, по крайней мере, в два раза меньше, чем для аналогичного зеркала, выполненного целиком из стеклокерамики.

Таблиця 4

Кристаллографічні дані сполуки BaY₂F₈

Атом (іон)	Положення	Координати, Å		
		x	y	z
Ba(1)	2a	0	0	0
Y(1)	4h	0,5	0,5	0,1768(6)
F(1)	8j	0,193(2)	0,569(3)	0,140(2)
F(2)	4i	0,399(3)	0,213(5)	0
F(3)	8j	0,041(6)	0	0,739(2)

Просторова група	B2/m (no. 12)
Параметри ґратки, Å (град.)	a = 6,976 (8), b = 4,260(1), c = 10,509(1), ∠γ = 99,68(1)
Розрахована густина, г/см ³	d _{cal} = 5,14
Незалежні відбиття	131
Ізотропна температурна поправка, Å ²	B = 0,26(7)
Фактор розбіжності	R _w = 0,062

За даними РФА, зразки матеріалу були гомогенними і містили тільки фазу сполуки BaY₂F₈. Рентгенівське дослідження продукту синтезу свідчить про утворення сполуки BaY₂F₈. Так, зіставлення спектру вихідного матеріалу (рис.3) з графічним образом спектру сполуки BaY₂F₈ показує, що вихідний матеріал, який використано для нанесення, не що інше, як саме ця фаза. Проведено визначення кристалічної структури цього фториду. Уточнені значення координатних та теплових параметрів структури фториду BaY₂F₈ в рамках моделі структури типу BaTm₂F₈ наведено в табл. 4.

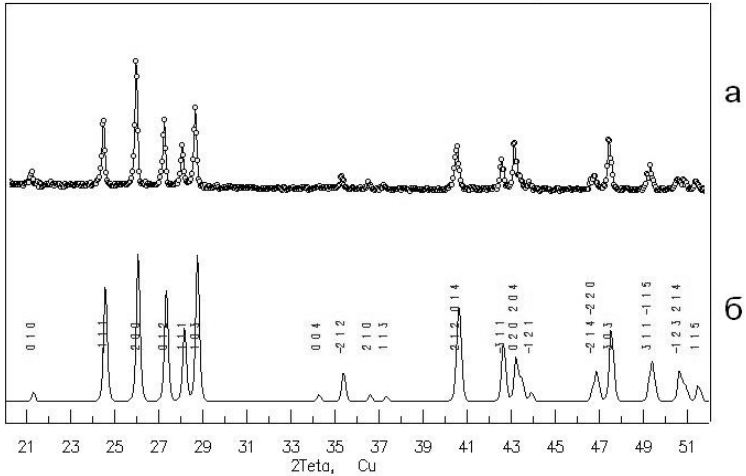
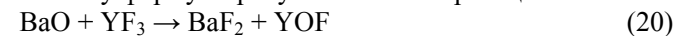


Рис.3. Зіставлення експериментального дифракційного спектру продукту синтезу ПУМ BaY₂F₈ (а) з графічним образом еталонного дифракційного спектру цієї сполуки (б).

$$E_a \approx N / (n^2 - 1), \quad (19)$$

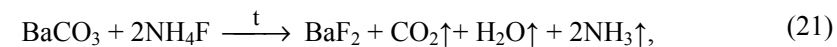
де N – молярна густина, тобто, величина, обернена до молярного об’єму. Крім того, вихідні речовини мають недостатньо високі кліматичну та термічну стійкості, що також негативно впливає на променеву міцність покриття. У випадку YF_3 це викликано утворенням поверхневих гідратів складу $YF_3 \cdot nH_2O$, де $n=0,5-1,0$. Недостатня тривкість покриттів з BaF_2 пов’язана з наявністю оксигенвмісних домішок ($Ba(OH)_2$, $BaCO_3$) через процеси гідролізу при зберіганні покриттів на повітрі та неповноту фторування матеріалу.

Поставлену задачу вирішено застосуванням барію октафтородитріату як матеріалу для оптичних покриттів, який є сполукою стехіометричного складу BaY_2F_8 . Відомо з робіт [18,19] про утворення у системі BaF_2-YF_3 сполуки BaY_2F_8 , яка має такі характеристики: температура топлення $960^\circ C$, структура відповідає моноклінній сингонії з наступними параметрами елементарної комірки: $a=6,972 \pm 0,005 \text{ \AA}$, $b=4,276 \pm 0,005 \text{ \AA}$, $c=10,50 \pm 0,01 \text{ \AA}$, $\beta=99^\circ 41' \pm 6'$. При утворенні складної комплексної сполуки, формулу якої можна записати як $Ba[YF_4]_2$, має відбуватися збільшення довжини зв’язків $Y-F$ і, отже, зростання λ_2 та відповідне зменшення поглинання. Окрім того, заміна координаційних зв’язків $Y \leftarrow H_2O$ на $Y \leftarrow F$ у комплексі теж має позитивно позначатися на оптичних і експлуатаційних властивостях матеріалу. При цьому також стабілізується валентний стан $Y(III)$ і, отже, стехіометрія покриття. У випадку BaF_2 відбувається переведення оксидних домішок BaF_2 у менш активну форму за рахунок обмінної реакції:



з утворенням твердого розчину з BaF_2 [20]. Отже, область оптичної прозорості BaY_2F_8 має бути ширшою порівняно з YF_3 , в тому числі в ІЧ діапазоні спектру, що може призводити до зниження оптичного поглинання при $\lambda=10,6$ мкм, а отже, підвищення величини E_a покриття. Випаровування BaY_2F_8 має відбуватися майже конгруентно, тобто склад конденсату має відповідати складові випаровуваного матеріалу. Це обумовлено, по-перше, достатньо високою термічною міцністю сполуки як складного фториду (конгруентне топлення), а, по-друге, — вельми низькою порівняно з компонентами, точкою топлення (відповідно, 960 , 1360 та $1150^\circ C$ для BaY_2F_8 , BaF_2 та YF_3). По-друге, пружності пари BaF_2 та YF_3 є достатньо близькими (умовні температури, тобто температури технологічного випаровування у вакуумі становлять відповідно 1176 та $1232^\circ C$) і мають зближуватися між собою за рахунок взаємодії між компонентами у складному фториді.

Бінарні фториди отримували шляхом фторування фторидом амонію (NH_4F) відповідних оксидних сполук металів ($BaCO_3$ та Y_2O_3) високої чистоти за схемами:



та з наступним топленням у зазначеному вище режимі (у випадку BaF_2 температура сягала $1400^\circ C$).

Матеріал для інтерференційних покриттів готували таким чином: зразки BaY_2F_8 синтезували шляхом топлення при $1150^\circ C$ у графітовому тиглі протягом 3-5 хв. у печі з індукційним (НВЧ) нагрівом попередньо синтезованих бінарних фторидів у співвідношенні, % мас.: BaF_2 — 37,47, YF_3 — 62,53.

Выводы

1. Исследована структура и свойства нарушенного механической обработкой поверхностного слоя аморфных и стеклокристаллических материалов. Для повышения прочности и надежности клеевых соединений прецизионных деталей предложена технология химического травления с целью удаления нарушенного слоя.

2. Разработаны новые нано- и микрокомпозиции для повышения термической прочности клеевых соединений. Показана перспективность введения в клеевые композиции микропорошков синтетических алмазов.

3. Разработан новый метод высокопрочного бесклевого соединения полированных деталей из стеклокерамики с практически нулевым коэффициентом термического расширения с использованием наноразмерных вакуумных покрытий на основе алюминия. Разработанная технология позволяет производить соединение деталей при температуре, не превышающей $400^\circ C$. Детали, соединенные по разработанной ТСПД-технологии, обладают свойствами линейно-упругих монолитных материалов и выдерживают экстремальные условия воздействия: криогенные температуры — жидкий азот; повышенные температуры: $400^\circ C$ и $1000^\circ C$; лазерное излучение. Длительная прочность и стабильность точности геометрических (угловых) параметров взаимного положения соединенных деталей позволяют рекомендовать данный способ соединения для изготовления высокоточных изделий.

4. Предложены новые варианты перспективных облегченных астрономических зеркал на основе ТСПД-технологии.

Разработано бесклевое наносоединение с использованием в качестве соединительного слоя алюминиевого вакуумного покрытия. Такое соединение обеспечивает высокую точность взаимного положения соединенных деталей (лучше 15 угловых секунд). Показана перспектива этой разработки для создания зеркал телескопов облегченной конструкции.

Ключевые слова: прецизионные детали, упрочнение поверхностей, бесклевое наносоединение.

Direct (without glue) nanojoint with aluminium vacuum coating as a connecting layer has been developed. Such joint ensures high accuracy of relative position of connected details (better than 15 seconds of arc). Perspective of such development for creation of lightweight design telescope mirrors has been shown.

Keywords: precision parts, hardening of surfaces, consolidating of surfaces, without glue nanojoint

1. Рагузин Р.М. Особенности развития оптико-механического приборостроения // ОМП.— 1978, № 10.— С.67-70.
2. Маслов В.П. Физико-технологические проблемы обеспечения работоспособности оптико-электронных сенсорных приборов при экстремальных условиях // Сенсорная электроника и микросистемные технологии. — 2005, №1.— С.57-62
3. Маслов В.П., Мельник Т.С., Скачков М.М., Щербакова Л.Е. Исследование состояния поверхностного слоя ситалла после механической обработки // ОМП.— 1978, №8.— С.70-71.
4. Владимиров Т.В., Горбань Н.Я., Маслов В.П., Мельник Т.С., Одарич В.А. Исследование оптических свойств и строения поверхностного слоя ситалла // ОМП.— 1979, №9.— С.31-34.
5. Маслов В.П., Мельник Т.С., Одарич В.А. Эллипсометрические исследования поверхности кристаллического кварца после механической обработки // ОМП.— 1985, №4.— С.1-2.

6. *Алехин В.П.* Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. — М.: Наука, 1983.— С. 195 — 247.
7. *Горидько Н.Я., Маслов В.П., Новиков Н.Н., Сергиенко Е.А.* Исследование глубины поверхностного слоя, нарушенного в процессе механической обработки кристаллов Li и CdSb // ОМП.— 1980, №9.— С.13-15.
8. *Бумарскова Н.А., Лобова В.М., Райхельс Е.И.* Влияние механической обработки на структурное совершенство щелочно-галогидных монокристаллов // Физика и химия обработки материалов.— 1978, № 3.—С.121.
9. *Грибов Б.Г., Мазин А.М., Родионов Р.А., Шевякова Л.Н.* // Обзоры по электронной технике.— сер. 6.— Материалы, 4.— М.: ЦНИИ Электроника, 1985.
10. Развитие структурных исследований стеклообразных веществ. — Материалы 7 Всесоюзного совещания под ред. Парай-Кошица Е.А. —Л.: Наука, 1983.— С. 5-9.
11. *Голубков В.В., Парай-Кошиц Е.А.* Особенности температурной зависимости структуры однокомпонентных стекол в области стеклования // Физика и химия стекла.— 1981.— 7, №3.— С. 278-282.
12. *Василевская Т.Н., Голубков В.В., Титов А.П., Парай-Кошиц Е.А.* Исследование структуры стеклообразного V_2O_5 методом рассеяния рентгеновских лучей под малыми и средними углами. — Материалы 7 Всесоюзного совещания под ред. Парай-Кошица Е.А. —Л.: Наука, 1983.— С. 43-47.
13. *Поперенко Л.В.* Оптичні властивості опромінених металевих дзеркал.— К.: Видавничо-поліграфічний центр «Київський університет», 2005.— С. 174.
14. *Хиллиг В.Б.* Пластичность и разрушение стекла.// Микропластичность, М.: Металлургия, 1972.— С.315-338.
15. *Maslov V.P., Chumachkova M.M.* A Physical model of the formation of a surface layer broken by mechanical treatment in materials for optical-electronic and sensor devices // Ukr. J. Phys.— 2008.— 53, No 10.— P. 978-982
16. *Griffith A.A.* Phil.Trans. Roy-Soc. London.— 1921, **A221**.— P.163.
17. *Inglis C.E.* Trans. Inst. Naval. Arch.— 1913, **55**.— P.219.
18. *Иванов А.В.* Прочность оптических материалов.— Л.: Машиностроение, 1984.— 144с.
19. *Maslov V.P.* Effect of the state of the surface layers on the strength of materials for optoelectronics and sensors devices // Semiconductor Physics, Quantum Electronics&Optoelectronics.— 2008.— 11, No3.— P. 286-291.
20. *Жужнева А.П., Маслов В.П., Олейник В.Г.* Исследование взаимодействия клея К-400 с ситаллом и кварцем методом инфракрасной спектроскопии МНПВО // ОМП.— 1981.— №4.— С. 15-16.
21. *Харрик Н.* Спектроскопия внутреннего отражения.— М.: Мир, 1970.— С. 266—269.
22. *Петрова А. П.* Термостойкие клеи. — М.: Химия, 1977.— С. 47—48.
23. *Дворский А.А., Маслов В.П.* Повышение механической прочности ситалла и кварцевого стекла // Стекло и керамика.— 1987, № 5.— С. 14-15.
24. *Дворский А.А., Маслов В.П.* Методика расчета точности обработки химическим травлением шлифованных деталей // Стекло и керамика.— 1988, № 3.— С. 27-28.
25. *Константинова Т.Е.* Пластичность систем оксидных наночастиц как результат их самоорганизации в условиях высоких давлений // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.14.
26. *Горбань О.А. и др.* Влияние экстремальных воздействий на структурную самоорганизацию систем на основе ZrO_2 — 3 мас.% Y_2O_3 // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.48.
27. *Дорошкевич А.С. и др.* Влияние факторов электромагнитной природы на структурное состояние дисперсных систем на основе диоксида циркония в нормальных и стесненных условиях // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.85.
28. *Белошенко В.А., Михальчук В.М., Константинова Т.Е.* Термоокислительная деструкция эпоксидного полимера, наполненного нанопорошками диоксида циркония // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.99.
29. *Гуральский А.В. и др.* Морфология и каталитические свойства 3,4% Y_2O_3 - ZrO_2 , полученного при различных условиях термической обработки // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.116.

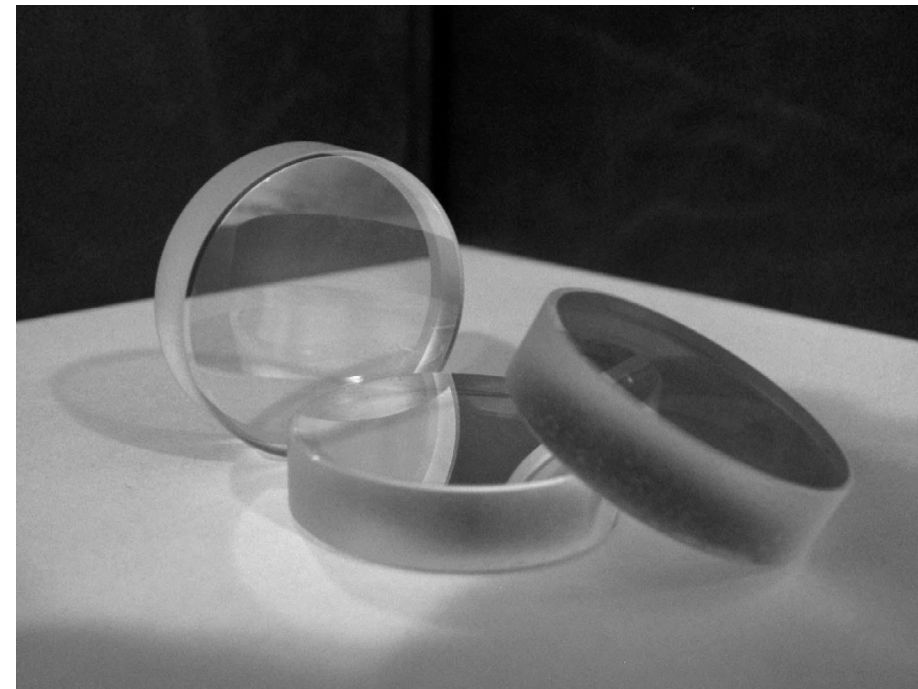


Рис.2. Експериментальні зразки оптичних елементів ІЧ спектроподілювача з багатошаровими покриттями на основі композитів MgF_2 — LuF_3 та ZnS — GdS .

Складний фторид для середнього ІЧ — діапазону спектру

Оскільки область прозорості MgF_2 (0,13-7,5 мкм) не досягає „вікна прозорості” атмосфери Землі (8-14 мкм), здійснено прогнозування та створення фторидних матеріалів, що є прозорими у зазначеному спектральному діапазоні. Серед таких матеріалів одним з найперспективніших є складний фторид BaY_2F_8 . Крім задач візуалізації зображень поверхні Землі з відкритого Космосу, він може використовуватися як матеріал з низьким показником заломлення в прохідній оптиці ІЧ — технологічних лазерів (10,6 мкм). Серед ПУМ, прозорих у даному спектральному діапазоні, досить відомим є торій тетрафторид (ThF_4), який використовують для одержання шарів із низьким показником заломлення в багатошарових покриттях (у парі з шарами з високим показником заломлення). Цей матеріал має досить високу променеву міцність (14-16 Дж/см²) в одношаровому покритті, проте він є радіоактивним, і, отже, екологічно небезпечним. В основу поставлено задачу вибору фторидного матеріалу, що наближався б за променевою міцністю до ThF_4 , але не був би радіоактивним. Відоме також застосування бінарних фторидів металів, зокрема, BaF_2 та YF_3 , як матеріалів для оптичних покриттів. Вихідні матеріали BaF_2 та YF_3 наділені широкою областю оптичної прозорості, проте при робочій довжині хвилі 10,6 мкм у випадку YF_3 починається поглинання решіткою завдяки валентним коливанням зв'язків ітрій — фтор. Це призводить до різкого зростання показника заломлення і, отже, оптичного поглинання й відповідного зменшення променевої міцності (E_a), оскільки відомо, [9] що:

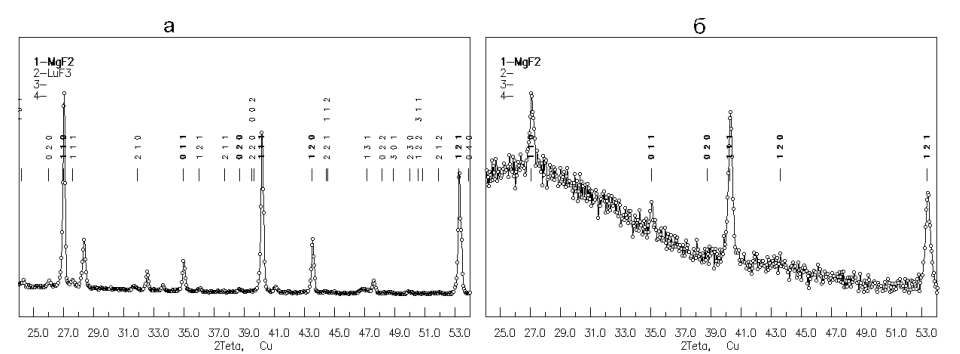


Рис.1. Фрагменти дифракційних спектрів експериментального зразка ПУМ композиту на основі системи $MgF_2 - LuF_3$ (а), та плівкового покриття (б).

На цих же покриттях досліджували експлуатаційні характеристики (механічну міцність, вологостійкість, хімічну стійкість), а також встановлювали значення показника заломлення та коефіцієнта пропускання і розсіювання світла.

Таблиця 3

Оптико-експлуатаційні властивості тонкоплівкових покриттів, одержаних шляхом випаровування композитів $MgF_2 - REF_3$

Склад ПУМ	Плівкове покриття			
	Показник заломлення	Розсіювання, %	Експлуатаційні властивості	
			Механічна міцність	Термостійкість
MgF_2	1,38	0,04-0,06	≈ 2500	+
$MgF_2 - ScF_3$	1,40	0,02-0,03	17,000 / 0	+
$MgF_2 - LaF_3$	1,42	0,05-0,06	≈ 2000	+
$MgF_2 - CeF_3$	1,49	0,02	≈ 4000	+
$MgF_2 - NdF_3$	1,43	0,06-0,07	≈ 15000	+
$MgF_2 - LuF_3$	1,43	0,05-0,06	≈ 16000	+

Дані з оптичних й експлуатаційних властивостей покриттів, одержаних з композитів $MgF_2 - REF_3$ (табл.3), вказують на їхні суттєві переваги над плівками з чистого MgF_2 . Виняток складають лише плівки, одержані з композиту $MgF_2 - LaF_3$, які мають дещо нижчу механічну міцність порівняно з базовим матеріалом. Решта покриттів виявляє або вищу прозорість (нижчий рівень розсіювання — аж до 0,02 %), або ж, як у випадку покриттів з композитів $MgF_2 - NdF_3$, $MgF_2 - LuF_3$ та $MgF_2 - ScF_3$, — значно вищу механічну міцність, ніж покриття з MgF_2 . Проте всі вони мають дещо вищі значення показника заломлення порівняно з покриттям MgF_2 , що вказує на певний (іноді значний) вміст легуючої добавки у покритті; на це вказують також наведені і обговорені раніше дані з РФА плівок.

Завдяки поєднанню високих оптичних та експлуатаційних властивостей композит $MgF_2 - LuF_3$ успішно застосовано як низькозаломлюючий матеріал у інтерференційній оптиці ІЧ — спектроподілювача для області спектру 1 — 3 мкм (рис.2) та вузькосмугового фільтру з $\lambda_{\text{макс.}} = 1,9$ мкм [15]. Заміна фториду магнію на композит $MgF_2 - ScF_3$ дозволила створити інтерференційне просвітлююче широкосмугове покриття для оптичної системи [16], що успішно функціонує у реальних космічних умовах на науково-дослідному супутникові „Egypsat-1” [17].

30. Савина Д.Л. и др. Явления переноса в приповерхностных слоях диоксида циркония // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.505.

31. Бумер В.Н. и др. Особенности получения нанопорошков алюмоиттриевого граната для оптической керамики // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.543.

32. Спусканюк В.З. и др. Угловая гидроэкструзия: новая технология получения наноматериалов // Материалы международной конференции НАНСИС-2007.— Киев, Украина, 21-23.11.2007.— С.559.

33. Венгер Є.Ф., Локишин М.М., Маслов В.П. Клейова композиція «Сапфір». — Патент України на корисну модель № 20427 від 15.01.2007 р.

34. Венгер Е.Ф., Локишин М.М., Маслов В.П. Высоконадежные клеевые соединения на основе наноразмерных структурных композиций // Материалы международной конференции «High Mat Tech-2007». — 15-19 октября 2007 г., Киев, Украина.— С. 260.

35. Эгами Т. Атомный ближний порядок в аморфных металлических сплавах.// Аморфные металлические сплавы/ под ред. Ф.Е. Люборского. — М.: Металлургия, 1987.— С. 92-106.

36. Судзуки К., Фудзимори Х, Хасимото К. Аморфные металлы. — М.: Энергоатомиздат, 1985.— 353 с.

37. Сизов Ф.Ф., Маслов В.П., Забудский В.В., Голенков О.Г. Спосіб теплопровідного склеювання матеріалів з різними коефіцієнтами температурного розширення.— Патент України на корисну модель № 65831 А, опубл. 15.04.2004, Бюл. № 4.— 2004.

38. Алмаз. К.: Наукова думка, 1981.— С.36-43.

39. Berezhinsky L. I., Maslov V. P., Serdega B. K., Tetorkin V. V., Yukhymchuk V. A. Study of Chemical Interaction at Al-Zerodur Interface // Journal of the European Ceramic Society.— 2006.— 26/16.— P.3825-3830.

40. Maslov V.P. Development of a technology for joining glass-ceramics parts with zero thermal expansion // Optical Engineering.— 2008.— 47(2).— P. 023401-1÷023401-4.

41. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов.— К.: Наукова думка, 1975.— 315 с.

42. Маслов В.П. Перспективні матеріали і технології виготовлення полегшених дзеркал телескопів // Космічна наука і технологія.— 2007.— 13, №4.— С.54-61.

УДК 621.762.01

В.И. Змий, С.Г. Руденький, Н.Ф. Карцев, М.Ю. Бредихин

ВЛИЯНИЕ АКТИВАТОРА, ЖИДКИХ СРЕД И СВЧ ПРОЦЕССА НА ПОЛУЧЕНИЕ В ВАКУУМЕ КОМПЛЕКСНЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Наведено результати дослідження процесу формування захисних покриттів на сталі 45 і вуглець-вуглецевих матеріалах методом вакуумного активованого дифузійного насичення в умовах впливу рідкого середовища й високотемпературного синтезу, що самопоширюється (СВС). Як рідке середовище використовувалися евтектичні суміші нікелю із кремнієм і бором, а СВЧ супроводжувався взаємодією компонентів систем (Hf, Ti, W) — (B, Si, C). Проведено термодинамічний розрахунок хімічних реакцій між компонентами зазначених систем при використанні пари хлористого натрію як активатора. Для екзотермічних реакцій проведений також розрахунок адіабатичних температур, величина яких змінювалася від 4100 до 7700 К. Фазовий склад захисних покриттів, які при цьому створюються, досліджувався рентгенографічно. Проведені також виміри мікротвердості карбоборонітридних покриттів на сталі й жаростійкості боросиліцидних покриттів на вуглець-вуглецевих матеріалах при досить високих, до 1950 °С, температурах.

Ключові слова: покриття, дифузія, термодинаміка, СВС-процес.

Прогресс в области машиностроения в ряде случаев тормозится отсутствием необходимых материалов, способных обеспечить надежность их эксплуатации в экстремальных условиях. Чтобы решить эту задачу необходимо совершенствовать существующие и создавать новые методы химико-термической обработки материалов. Известно, что физико-химические и эксплуатационные характеристики материалов с защитными покрытиями во многом определяются составом и структурой покрытий, которые существенно зависят от технологических приемов и режимов их формирования. В этой связи в работах [1 — 2] рассмотрены особенности разработанного в институте метода вакуумного активированного диффузионного насыщения металлов: термодинамика, механизм и кинетика, а также использования его на практике с целью получения многоцелевых покрытий. Указанный метод объединяет в одно целое газофазное осаждение и диффузионное насыщение, т. к. образование галогенидов насыщающего элемента и их разложение происходит последовательно в реакционной зоне. При этом механизм образования галогенидов насыщающего элемента обусловлен поверхностной ионизацией паров активатора, в качестве которого был выбран высокоэнтальпийный хлористый натрий.

Преимущество метода заключается в том, что процесс нанесения покрытия в целом в отличие от газофазного происходит в условиях изотермичности, что существенно повышает производительность технологического процесса как с точки зрения экономии материала покрытия (галогенидов), так и увеличения количества обрабатываемых изделий в определенном объеме.

© Змій Віктор Іванович, начальник лабораторії Національного наукового центру "Харківський фізико-технічний інститут" (ННЦ ХФТІ), доктор техн. наук, професор; Руденький Сергій Георгійович, старший науковий співробітник, кандидат техн. наук; Карцев Микола Федорович, начальник групи; Бредіхін Михайло Юрійович, провідний інженер-дослідник, співробітники цього ж закладу.

Таблиця 2

Результати рентгенівського дослідження композитів на основі фториду MgF₂

Склад композиту	Тип зразка	Фазовий склад	Параметри решітки M F ₂ , Å	
			a=b	c
MgF ₂	Вихідний ПУМ	MgF ₂	4,619	3,049
	Залишок	MgF ₂	4,619	3,049
	Покриття	MgF ₂	4,611	3,038
MgF ₂ – ScF ₃	Вихідний ПУМ	MgF ₂ +ScF ₃ + ScOF	4,622	3,052
	Залишок	MgF ₂ +Sc ₂ O ₃	4,622	3,051
	Покриття	MgF ₂	4,639	3,060
MgF ₂ – LaF ₃	Вихідний ПУМ	MgF ₂ + LaOF	4,619	3,049
	Залишок	MgF ₂ + LaOF	4,619	3,044
	Покриття	MgF ₂	4,624	3,043
MgF ₂ – CeF ₃	Вихідний ПУМ	MgF ₂ + CeF ₃	4,618	3,049
	Покриття	Аморфне	—	—
MgF ₂ – NdF ₃	Вихідний ПУМ	MgF ₂ + NdF ₃	4,619	3,049
	Залишок	MgF ₂ +NdF ₃ +NdOF	4,619	3,049
	Покриття	MgF ₂	4,631	3,054
MgF ₂ – LuF ₃	Вихідний ПУМ	MgF ₂ + LuF ₃ + LuOF	4,618	3,049
	Залишок	MgF ₂ + LuOF	4,619	3,049
	Покриття	MgF ₂	4,615	3,044

Результати дослідження цієї серії композитів показують, що основною фазовою складовою в них є фторид магнію (MgF₂), який в кристалічних покриттях в основному текстурований. Зміна (зменшення або зростання) параметрів решітки MgF₂ у покритті у порівнянні з вихідним матеріалом, з одного боку, є свідченням на користь виникнення мікронапруг різного знаку у покритті. З іншого боку, особливо, для композитів складу MgF₂ – ScF₃, а також MgF₂ – NdF₃ (CeF₃) не можна виключати впливу домішки на параметри, якщо взяти до уваги досить близькі значення T_{ум.} для MgF₂ та REF₃ (табл.1).

Як випливає з даних, наведених у табл.2, найуспішніше обмінні реакції між домішкою MgO та добавкою відбуваються у випадку системи MgF₂ – LaF₃, оскільки LaF₃ цілком перетворюється на оксофторид. Скоріш за все, це пов'язано з особливою міцністю саме LaOF [14]. Водночас оксофторид церію, очевидно, є нестійкою сполукою через нестабільність валентного стану Ce(III). Що ж до сполук неодиму, то обмінні реакції відбуваються лише у процесі випаровування. Із зростанням кислотних властивостей REF₃ (у випадку лютетію й особливо скандію) обмінні реакції між ними і домішкою MgO мають посилюватися, призводячи до появи LuOF і ScOF уже у вихідних ПУМ. Проте через нестійкість останньої із сполук та через значну леткість ScF₃ (вищу навіть порівняно з MgF₂) у залишку виявляється лише кінцевий продукт обмінної реакції, а саме, Sc₂O₃.

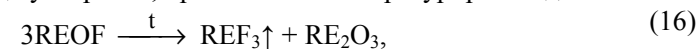
Покриття наносили методом резистивного термічного випаровування на підкладки з оптичного скла ТФ5 (Ø 20мм). Товщина нанесених плівок становила 0.5-1.0 мкм. Згідно даних рентгенівського дослідження, більшість з виготовлених покриттів містить кристалічну складову, а саме фазу MgF₂. У випадку композиту MgF₂ – CeF₃ покриття є рентгеноаморфним, значним є також вміст рентгеноаморфної компоненти у покритті, одержаному з композиту MgF₂ – LuF₃ (рис.1).

Оскільки металевий магній має неабияку леткість, він випаровується, утворює дефекти структури у покритті зі фториду магнію і тим самим суттєво погіршує його оптичні і експлуатаційні властивості.

Цей недолік усувається додаванням фторидів рідкісноземельних елементів (РЗЕ) загального складу REF_3 (RE — Sc, Y, Ln, де Ln — La÷Lu), що мають дещо більшу кислотність порівняно з MgF_2 . Як показують дані з фазових діаграм MgF_2 — REF_3 [10], компоненти не утворюють потрібних сполук між собою (системи — евтектичного типу з незначною взаємною розчинністю компонентів у твердому стані). Отже, зразки зазначених систем є гетерофазними, тобто композитами. Вміст добавки REF_3 визначається вмістом небажаної домішки MgO у ПУМ магнію фториді; як правило, він не перевищує границі чутливості методу РФА, тобто 5% мол. (але зазвичай є помітно нижчим). Отже, якщо взяти до уваги рівняння обмінної реакції:



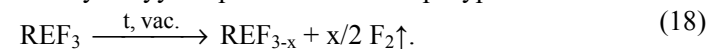
можна зробити висновок, що оптимальною є добавка у 5%мол. REF_3 . Оксифторид РЗЕ, що утворився, при високій температурі розкладається:



а також реагує з матеріалом човника — випарювача:



Враховуючи значно меншу леткість РЗЕ порівняно з магнієм, можна нехтувати його впливом на властивості плівкового покриття. Окрім того, добавка має відігравати роль дофторуєчого агента завдяки частковому розкладанню у глибокому вакуумі при високій температурі:



Серію зразків композитів на основі фториду магнію складу 95/5 % мол. виготовлено шляхом сплавлення шихти з бінарних сполук у графітових тиглях. Бінарні фториди, в свою чергу, синтезовано шляхом фторування фторидом амонію (NH_4F) відповідних оксидів металів [11,12]. Спектральні характеристики переважної більшості з цих композитів (як вихідних зразків, так і залишків від їх випаровування), що за фазовим складом містять в основному MgF_2 , характеризуються лише слабкими за інтенсивністю смугами поглинання в УФ діапазоні спектру, як це показано, наприклад, для композиту на основі системи MgF_2 — LuF_3 . Виникнення таких смуг, на наш погляд, пов'язане насамперед з наявністю у структурі електронних дефектів. Спектр же композиту MgF_2 — NdF_3 в УФ, видимому та ІЧ діапазонах містить значну кількість вузьких і відносно інтенсивних піків поглинання, які обумовлені внутрішньоцентровими $4f \rightarrow 4f$ електронними переходами [13]. Їх інтенсивність є помітно вищою (в УФ діапазоні) для залишків після випаровування порівняно з вихідними матеріалами. Ця особливість може бути наслідком інконгруентного випаровування ПУМ з накопиченням у залишку фторидів лантанідів через їх нижчу леткість порівняно з MgF_2 (див. табл.1).

Результати рентгенівського фазового аналізу зазначених композитів у вихідному стані, а також після їх випаровування (залишки в човнику — випарювачі, покриття) наведено в табл.2.

К преимуществу метода следует также отнести тот факт, что процесс диффузионного насыщения осуществляется в вакууме и тем самым существенно снижается вероятность легирования подложки и покрытия охрупчивающими элементами внедрения. При этом в соответствии с принципом Ле-Шателье появляется возможность оказывать влияние на смещение равновесия в рассматриваемых системах и, соответственно, на изменение структуры и состава формируемых покрытий, от которых зависят их свойства.

В настоящей работе предпринята попытка расширить возможности разработанного ранее метода вакуумного активированного насыщения конструкционных материалов путем проведения процесса в условиях дополнительного воздействия на него жидкой среды и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). При этом предполагается получить на конструкционных материалах защитные покрытия, которые обладали бы новыми более высокими защитными свойствами.

В качестве модельных подложек были выбраны углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ) и сталь 45, которые в ряде случаев их использования как конструкционных материалов требуют соответствующей защиты. В качестве жидкой среды использовались эвтектические составы на основе систем Ni — Si, B, а термитные смеси представляли собой бинарные композиции из элементов систем W, Hf, Ti — Si, B, C.

СВС-процесс как метод получения новых материалов в виде химических соединений и покрытий достаточно хорошо описан в литературе, в частности, [3 — 5]. Однако гетерогенные особенности СВС-процесса, когда реагирующие компоненты находятся в различных агрегатных состояниях и экзотермические реакции протекают в приповерхностном слое, практически не изучены. В данном случае предполагается, что отдельные компоненты, участвующие в химических реакциях в процессе формирования защитного покрытия, находятся в твердом состоянии, в частности, углерод и вольфрам, а остальные в жидком или парообразном. В этой связи настоящая работа представляет как научный, так и практический интерес.

Исследование механизма формирования защитного слоя на УУКМ осуществляли, используя метод термодинамического анализа возможных химических реакций между компонентами системы. Для этого был выполнен расчет взаимодействия газовой насыщающей среды, образующейся в процессе вакуумного диффузионного активированного боросилицирования при участии хлористого натрия, с компонентами шликерного слоя (W, Hf, Ni) и материалом подложки. Определение возможности протекания химической реакции проводили в интервале температур $T = 1500 \dots 1650$ К и диапазоне давлений $P = 1,33 \cdot 10^3 \dots 1,33$ Па. При взаимодействии паров хлористого натрия с кремнием и бором образуются хлориды этих элементов. Процесс насыщения подложки кремнием и бором происходит вследствие реакций диспропорционирования их низших хлоридов [1, 2]. Повышение температуры и понижение давления в реакционной зоне приводит к увеличению доли низших хлоридов и степени использования активатора. Химические реакции, описывающие взаимодействие монохлоридов кремния и бора с гафнием, вольфрамом, никелем и углеродом, представлены в табл. 1. Расчетные значения адиабатической температуры горения наиболее вероятных химических реакций представлены в табл. 2.

В табл. 1 ΔG_t — температурная зависимость свободной энергии Гиббса, α — равновесная степень превращения реакции, значения которой приведены для границ интервалов расчета.

Таблица 1

Свободная энергия Гиббса и степень превращения α возможных химических реакций в системе (NaCl, SiCl, BCl, HfCl) — (W,Ni,C)

№ п/п	Уравнение химической реакции Свободная энергия Гиббса ΔG,дж/моль	Степень превращения α			
		T=1500 К		T=1650 К	
		P=10 мм рт.ст	P=10 ⁻² мм рт.ст	P=10 мм рт.ст	P=10 ⁻² мм рт.ст
1	SiCl(r)+3/4C(r) ⇌ 3/4SiC(r)+SiCl ₄ (r) ΔG _T = -3,618·10 ⁵ +146,834·T	0,999	0,986	0,999	0,724
2	SiCl(r)+1/2Ni(r) ⇌ 1/2NiCl ₂ (r)+Si(r) ΔG _T = -1,753·10 ⁵ +86,598·T	0,887	0,36	0,621	3·10 ⁻³
3	SiCl(r)+1/2Ni(r)⇌ 1/2NiSi(ж)+1/2SiCl ₂ (r) ΔG _T = -2,687·10 ⁵ +76,232·T	0,999	0,99	0,999	0,996
4	SiCl(r)+2Ni (r) ⇌ NiSi(ж)+NiCl(r) ΔG _T = -5,371·10 ⁴ +26,148·T	0,762	0,762	0,684	0,684
5	SiCl(r)+3/4Ni(r) ⇌ 1/2NiSi ₂ (ж)+NiCl(r) ΔG _T = -1,118·10 ⁴ +17,579·T	0,953	0,953	0,949	0,949
6	SiCl(r)+7/10W(r)⇌ 1/2WSi ₂ (r)+1/5WCl(r) ΔG _T = -2,724·10 ⁵ +138,144·T	0,962	3·10 ⁻⁸	0,465	1,6·10 ⁻¹²
7	SiCl(r)+3/8Hf(r)⇌ 3/8HfSi ₂ (r)+1/4SiCl ₄ (r) ΔG _T = -3,928·10 ⁵ +135,582·T	1	1	1	0,995
8	BCl(r)+4/3W(r) ⇌ 2/3W ₂ B(r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -3,06·10 ⁵ +168,428·T	0,959	1,8·10 ⁻³	0,534	2·10 ⁻⁶
9	BCl(r)+1/3Hf(r) ⇌ 1/3HfB ₂ (r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -3,596·10 ⁵ +112,102·T	1	1	1	0,999
10	BCl(r)+1/6C(r) ⇌ 1/6B ₄ C(r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -2,574·10 ⁵ +113,112·T	0,995	0,354	0,965	2,7·10 ⁻³
11	BCl(r)+8/9Ni(r) ⇌ 2/9Ni ₄ B ₃ (r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -3,173·10 ⁵ +117,761·T	1	0,989	0,999	0,887
12	BCl(r)+2/3Ni(r) ⇌ 2/3NiB(r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -3,149·10 ⁵ +116,513·T	1	0,992	0,999	0,916
13	BCl(r)+2/3W(r) ⇌ 2/3WB(r)+1/3BCl ₃ (r) ΔG _T = -2,954·10 ⁵ +101,568·T	1	0,994	0,995	0,944
14	HfCl(r)+3/4C(r) ⇌ 3/4HfC(r)+1/4HfCl ₄ (r) ΔG _T = -4,201·10 ⁵ +143,046·T	1	1	1	0,998
15	BCl(r)+5/4W(r) ⇌ WB(r)+1/4WCl ₄ (r) ΔG _T = -2,695·10 ⁵ +103,647·T	0,999	0,844	0,995	0,026
16	SiCl(r)+3/8W(r) ⇌ 3/8WSi ₂ (r)+1/4SiCl ₄ (r) ΔG _T = -3,428·10 ⁵ +136,022·T	1	0,983	0,999	0,699

$$n_{ш} = \sqrt{n_{cp} \cdot n_n \frac{1 + \sqrt{R_{min}}}{1 - \sqrt{R_{min}}}},$$

(11)

де $n_{ш}$, n_{cp} , n_n — показники заломлення, відповідно, шару, середовища (повітря) і підкладки, R_{min} — відбиття в точці мінімуму (за умови $n_{ш} < n_n$, що має місце для фторидного покриття, нанесеного на підкладку з важкого скла).

Коефіцієнт розсіювання (σ) вимірювався для покриття, нанесеного на підкладку з кварцового оптичного скла, що зазнало глибокого шліфування й полірування. Вимірювання проводиться на лазерному стенді із застосуванням He-Ne лазера ($\lambda = 682$ нм) шляхом визначення відносного дифузного відбиття від підкладки в сфері, вкритої MgO.

Визначення променевої міцності покриттів [8,9] проводилося на лазерному стенді із застосуванням газуватого CO₂-лазера на довжині хвилі 10,6 мкм. Режим роботи лазера — безперервний. Попередньо проводиться визначення розміру плями лазерного випромінювання в двох перпендикулярних напрямках (Δx , Δy) шляхом дії на приймач фотоселемента.

За критерії руйнування покриття бралися такі:

- поява сколів або сітки тріщин на поверхні підкладки;
- випаровування покриття, видиме неозброєним оком;
- зміна кольору покриття, видима неозброєним оком або за допомогою збільшувального скла.

Густину енергії, за якої відбувається руйнування покриття, або променеву міцність E_a , розраховують за формулою:

$$E_a, \text{Дж/см}^2 = \frac{E(1 - c_n)^2(1 - c_l)^2}{S},$$

(12)

де E — вихідна енергія лазера, Дж; ρ_n , ρ_l — коефіцієнти френелівського відбиття від поверхні підкладки та лінзи, відповідно, S — площа плями руйнування на поверхні підкладки, що визначали за формулою:

$$S = \frac{\pi \delta x \cdot \delta y}{4},$$

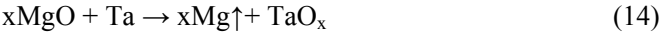
(13)

де δx , δy — діаметри еліпса (плями).

За поріг руйнування покриття брали величину E_a , що дорівнює середньому арифметичному значенню між величиною E_a , за якої руйнування ще не відбувається, та величиною E_a , при якій руйнування відбувається (розпочинається).

Композити систем MgF₂ — REF₃ (RE — Sc, La-Lu)

Магній фторид (MgF₂) є широко вживаним матеріалом для нанесення покриттів з низьким показником заломлення [2]. Його одержують переважно з карбонату магнію. Залишки останнього, що не до кінця прореагували, при високій температурі розкладаються з утворенням оксиду магнію. При перетоплюванні останній розчиняється у розтопі MgF₂, а при охолодженні викристалізовується з розтопу у вигляді окремої фази. При термічному випаровуванні фториду магнію у вакуумі MgO реагує з матеріалом випарювача (молібден, тантал) за схемою:



(найнижчого) валентного стану другого. Це відкриває можливість отримання на основі „стабілізованих” таким чином ПУМ тонкошарових покриттів прогнозованого складу та з потрібними параметрами.

Методичні аспекти

Фазовий склад та параметри решіток матеріалів та покриттів визначали методом рентгенівського фазового аналізу (РФА). Дифракційні спектри полікристалічних зразків та покриттів одержували на автоматизованому нами рентгенівському апараті ДРОН-3УМ у мідному фільтрованому випромінюванні. Кутовий (2θ) інтервал запису дифракційних спектрів становив переважно 10-140°. Первинну обробку дифракційних спектрів виконували за методом повнопрофільного аналізу. Якісний рентгенівський фазовий аналіз проводили для кожного досліджуваного зразка за розробленим комплексом програм [7].

Тонкоплівкові покриття наносили на підкладки з різних матеріалів: оптичного скла КО8, германію, кремнію, оптичної кераміки ПО4 методом термічного випаровування підготовлених пігулок у вакуумній установці ВУ–1А при залишковому вакуумі $2 \div 3 \cdot 10^{-3}$ Па (10^{-5} мм.рт.ст.). Випаровування відбувалося резистивним шляхом з танталового човника з різними швидкостями нанесення. Оптична товщина (nd) покриттів становила 0,8 — 2,4 мкм й більше.

Серед експлуатаційних властивостей покриттів досліджено такі: адгезія до підкладки, механічна міцність, термічна й кліматична стійкість. Адгезію до підкладки визначають якісним шляхом, оцінюючи візуально стан покриття після нанесення й після його протирання серветкою зі спиртом. Механічну міцність покриттів визначали на пристрої СМ-55 методом стирання покриття гумовим стрижнем, обгорнутим батистовою тканиною по кількості оборотів до руйнування покриття (появи кільцеподібної подряпини). Після випробувань на стирання поверхні деталі з покриттям продивляються у відбитому світлі на фоні чорного екрану при освітленні електролампю потужністю 60-100 Вт. Деталь вважають придатною, якщо немає наскрізної кільцевої суцільної або переривистої подряпини. Група механічної міцності визначається кількістю обертів, яке витримало покриття: 0 група — покриття допускає чистку батистовою серветкою із застосуванням спирту або спирто-ефірної суміші і витримує не менш як 3000 обертів на приладі СМ-55; 1 група — покриття допускає чистку батистовою серветкою із застосуванням спирту або спирто-ефірної суміші і витримує не менш як 2000 обертів на приладі СМ-55.

Кліматичну стійкість покриттів визначали в кліматичній камері при відносній вологості 98 % і температурі 20°C протягом 5-7 діб. Термічну стійкість оцінювали як здатність витримувати термоудар у діапазоні перепаду температур $-196 \div +20^{\circ}\text{C}$ за час витримки 3-5 хв. у рідкому азоті шляхом якісної оцінки стану покриття.

Для визначення показника заломлення покриття зі фторидного матеріалу наносять на клинчасту (кут клина $\approx 12^{\circ}$) пластину з важкого скла марки ТФ4 або ТФ5 з показником заломлення $n=1,73-1,75$. Визначення n покриття проводять на мікроспектрофотометрі МСФУ шляхом визначення коефіцієнта відбиття (R) від клиноподібної пластини, вимірюючи екстремальні значення R на інтерференційній картині. Формула для розрахунку показника заломлення шару має вигляд:

Таблиця 2

Адиабатическая температура T_a химических реакций

№ реакции	Уравнение химической реакции	Расчетная адиабатическая температура горения T _a , К
1	$\text{SiCl}(\text{r})+3/4\text{C}(\text{r}) \rightleftharpoons 3/4\text{SiC}(\text{r})+1/4\text{SiCl}_4(\text{r})$	6500
7	$\text{SiCl}(\text{r})+3/8\text{Hf}(\text{r}) \rightleftharpoons 3/8\text{HfSi}_2(\text{r})+1/4\text{SiCl}_4(\text{r})$	5100
9	$\text{BCl}(\text{r})+1/3\text{Hf}(\text{r}) \rightleftharpoons 1/3\text{HfB}_2(\text{r})+1/3\text{BCl}_3(\text{r})$	7700
10	$\text{BCl}(\text{r})+1/6\text{C}(\text{r}) \rightleftharpoons 1/6\text{D}_4\text{C}(\text{r})+1/3\text{BCl}_3(\text{r})$	5700
13	$\text{BCl}(\text{r})+2/3\text{W}(\text{r}) \rightleftharpoons 2/3\text{WB}(\text{r})+1/3\text{BCl}_3(\text{r})$	7400
16	$\text{SiCl}(\text{r})+3/8\text{W}(\text{r}) \rightleftharpoons 3/8\text{WSi}_2(\text{r})+1/4\text{SiCl}_4(\text{r})$	4100

Полученные в табл. 2 расчетные значения адиабатической температуры горения являются округленными и несколько завышенными, т.к. в справочниках отсутствуют более точные табличные значения соответствующих зависимостей теплоемкостей от температуры $C_p = f(T)$ в столь широком температурном интервале. Практически можно полагать, что большинство рассмотренных реакций протекает в условиях близких к адиабатическим, т.к. реакционная зона, с одной стороны, находится на поверхности углеродного материала, обладающего сравнительно невысокой теплопроводностью, а, с другой стороны, теплопередача газовой среды с пониженным давлением сравнительно невелика. В этом случае может иметь место локальный разогрев, стимулирующий процесс формирования защитного покрытия за счет ускоренной диффузии элементов, которые составляют основу диффузионного покрытия.

В работе были проведены эксперименты по нанесению на УУКМ указанных выше защитных покрытий, содержащих элементы: вольфрам, гафний, никель, кремний и бор. В качестве исходных использовались образцы УУКМ диаметром 8 мм и длиной 100 мм. Покрытия толщиной около 150 мкм наносились при температуре $\sim 1300^{\circ}\text{C}$ в течение около 15 часов. На рис.1 представлены микрофотографии исходного и с комплексным покрытием образцов УУКМ. Комплексное покрытие в основном состоит из SiC, $(\text{W}_x\text{Ni}_y)\text{Si}_2$ и HfB_2 .

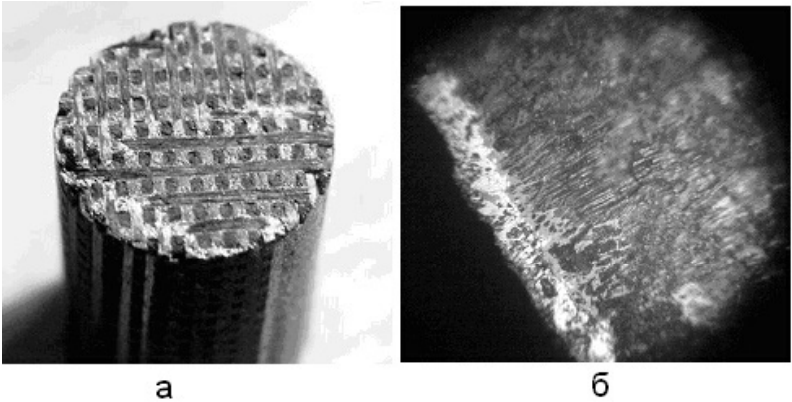


Рис.1. Микрофотография образца УУКМ: а — исходный, б — с покрытием.

Указанные образцы резистивным нагревом на воздухе испытывались на жаростойкость при температурах 2100 К и 2250 К, а также на термостойкость в

режиме: нагрев и выдержка при температуре 1900 К в течение 3-х минут с последующим выключением и остыванием также в течение 3-х минут. Образцы в среднем на воздухе стояли 7 часов при 2100 К и около 1 часа при 2250 К, а также выдерживали в указанном режиме в среднем 50 термоциклов.

В работе также были проведены исследования по нанесению на сталь 45 комплексных покрытий из борокарбидов и боронитридов титана, используя термитные системы $Ti - B_4C$ и $Ti - BN$. Для улучшения контакта с поверхностью стали 45 реагенты B_4C и BN наносились через жидкую фазу алюминий — никель, а затем осуществлялось титанирование по методике [6] при остаточном давлении $P=10^{-2}$ Па и $T=1350$ К. В качестве активатора использовался хлористый натрий, длительность процесса составляла 6 часов, толщина образовавшегося покрытия была ~ 150 мкм.

Термодинамический расчет наиболее вероятных реакций между компонентами системы $NaCl-Ti-B_4C$ и $NaCl-Ti-BN$ проведен для температуры 1350 К в интервале давлений $P=133,3-1,333$ Па. В результате в таблице 3 представлены уравнения возможных химических реакций, их энтальпии ΔH_{1350} и α — степень превращения при давлении $P=133,3$ Па и 1,333 Па. Энтальпия выбрана с целью определения теплового эффекта рассматриваемых химических реакций, при $\Delta H<0$ реакция будет происходить с выделением тепла, а при $\Delta H>0$ — с поглощением тепла.

Таблица 3

Наиболее вероятные химические реакции, протекающие при взаимодействии Ст45 с реагентами систем $NaCl-Ti-B_4C$ и $NaCl-Ti-BN$

№ п/п	Уравнение химической реакции	ΔH_{1350} Дж/моль	Степень превращения α при P, Па	
			133	1,33
1	$NaCl(r)+Ti(r) \rightleftharpoons TiCl(r)+Na(r)$	$3,9 \cdot 10^5$	$4 \cdot 10^{-3}$	$4 \cdot 10^{-2}$
2	$NaCl(r)+1/2Ti(r) \rightleftharpoons 1/2TiCl_2(r)+Na(r)$	$1,7 \cdot 10^5$	$2,1 \cdot 10^{-2}$	$9,6 \cdot 10^{-2}$
3	$TiCl(r)+1/4B_4C(r) \rightleftharpoons BCl(r)+1/4TiC(r)+3/4Ti(r)$	$-1,8 \cdot 10^4$	0,5	0,5
4	$TiCl_2(r)+1/4B_4C(r) \rightleftharpoons BCl_2(r)+1/4TiC(r)+3/4Ti(r)$	$-6,7 \cdot 10^4$	1	1
5	$TiCl(r)+1/8B_4C(r) \rightleftharpoons 1/2TiCl_2(r)+1/2TiB(r)+1/8C(r)$	$-2,878 \cdot 10^5$	1	1
6	$TiCl(r)+BN(r) \rightleftharpoons BCl(r)+TiN(r)$	$-4,6 \cdot 10^4$	0,84	0,84
7	$TiCl(r)+1/3BN(r) \rightleftharpoons 1/3BCl_3(r)+1/3TiN(r)+2/3Ti(r)$	$-2,6 \cdot 10^5$	0,985	0,592
8	$TiCl(r)+1/2BN(r) \rightleftharpoons BCl_2(r)+1/2TiCl_2(r)+1/2TiB(r)+1/4N_2(r)$	$-1,703 \cdot 10^5$	1	0,999

Анализ представленных в табл. 3 данных позволяет сделать некоторые предположения о возможном механизме формирования комплексных покрытий. Пары хлоридов титана $TiCl$, $TiCl_2$, образующиеся по реакциям (1,2), взаимодействуют с соединениями бора — B_4C , BN по экзотермическим реакциям (3-8) с образованием карбида титана — TiC , нитрида титана — TiN и борида титана — TiB . Выделение тепла на поверхности частиц BN , B_4C и невысокий теплоотвод может приводить к локальному разогреву и, как следствие, существенной интенсификации химических реакций, характеризующих СВС-процесс.

Проведенный рентгеновский анализ внешней поверхности образцов после диффузионного отжига в порошке титана (табл. 4) показал, что в системе $NaCl-Ti-B_4C$ формируется покрытие, состоящее из смеси соединений TiC и TiB , что хорошо согласуется с реакциями (3–5). В системе $NaCl-Ti-BN$ по-

металу (як правило, d- або f-металу). Хоча виникнення цих смуг або гострих піків поглинання жодним чином не пов’язане з λ_1 , вони можуть іноді суттєво впливати на оптичні властивості ПУМ або навіть стати на заваді їх практичному застосуванню. Те саме стосується „сіруватості” ПУМ, яка пов’язана з оптичним поглинанням на дефектах структури (носіях зарядів). Саме тому інконгруентність випаровування ПУМ має погіршувати оптичні властивості (прозорість) отримуваних з них покриттів.

На довгохвильовому боці положення межі (λ_2) області прозорості визначається основними (валентними) коливаннями системи зв’язків метал-неметал та їхніми обертонами. Таким чином, λ_2 пов’язана не з електронними переходами, а зі зміною дипольного моменту зв’язків метал-неметал. Значення λ_2 можна приблизно оцінити, знаючи положення першого коливального максимуму поглинання λ_{A_1} , яке, в свою чергу, можна оцінити за допомогою рівняння [5,6]:

$$\lambda_2 \approx \lambda_{A_1} = B l_{(M-A)}^0 \sqrt{\mu_{(M-A)}^* / W_{(M-A)}^0}, \tag{10}$$

де B — певна константа для даного класу сполук, $l_{(M-A)}^0$ — довжина найкоротшого зі зв’язків метал-неметал, $\mu_{(M-A)}^*$ т.з. наведена маса, $W_{(M-A)}^0$ — енергія зв’язку метал-неметал.

Зазвичай величина λ_2 є суттєво меншою за λ_{A_1} . Її значення оцінюють за подібною до λ_1 методикою. З наведеного вище рівняння випливає, що λ_{A_1} , а, отже, й λ_2 має зсуватися у довгохвильовий діапазон при катіонній заміні на важчий метал, оскільки при цьому зростають значення $l_{(M-A)}^0$ та $\mu_{(M-A)}^*$. Що стосується фторидів металів, то вони за величиною λ_2 мають бути вельми близькими до оксидів, зважаючи на близькі значення μ_F та μ_O , $l_{(M-F)}^0$ і $l_{(M=O)}^0$, оскільки, $r_{F-} \approx r_{O_2-}$. Проте, беручи до уваги дещо меншу енергію зв’язку М- F порівняно зі зв’язком $M=O$, можна передбачити дещо більші значення λ_2 для фторидних ПУМ порівняно з оксидними. Найнижчі значення λ_2 мають MgF_2 й LiF (7-8 мкм) — фторидні сполуки, що містять легкі й малі катіони металів. Найдальшу межу області прозорості у довгохвильовому діапазоні серед фторидних ПУМ мають BaF_2 , PbF_2 , BiF_3 (15-18 мкм), тобто ті сполуки, що містять важкі та великі катіони металів.

З огляду властивостей ПУМ на основі бінарних сполук можна зробити висновок, що деякі із недоліків матеріалів обумовлені самою природою матеріалу, а інші — наявністю певних домішок через недосконалість технологічного процесу синтезу ПУМ. Отже зусилля мають бути спрямовані на таких напрямках: а) прогнозування і оптимізація вибору ПУМ; б) поліпшення контролю якості ПУМ і вдосконалення технологічного процесу їх синтезу; в) модифікування складу базових ПУМ шляхом введення домішок або утворення нових сполук на їх основі; г) повна заміна ПУМ, що застовуються, на принципово нові.

З хімії координаційних сполук відомо, що завдяки донорно-акцепторній взаємодії можна стабілізувати певний валентний стан (ступінь окиснення) атома — комплексоутворювача. Цей принцип покладено нами в основу концепції стабілізації валентного стану металів у складних сполуках, серед яких слід очікувати появу ПУМ нового типу. При взаємодії двох бінарних сполук атом одного з металів відіграватиме роль комплексоутворювача, тобто займатиме внутрішню координаційну позицію, у той час як атом іншого металу стає зовнішньосферним. При цьому відбуватиметься стабілізація вищого (найвищого) валентного стану першого з них і нижчого

ультрафіолетовому (УФ) діапазону, а при $\lambda > 0,7 \div 0,8$ мкм — інфрачервоному (ІЧ), або тепловому діапазону. У свою чергу, УФ діапазон поділяють на *звичайний* ($0,2 < \lambda < 0,4$ мкм) та *вакуумний* ($\lambda < 0,2$ мкм); ІЧ діапазон спектру зазвичай поділений на *близький* ($\lambda < 5$ мкм), середній ($5 \text{ мкм} < \lambda < 15 \text{ мкм}$) та *далекій* ($\lambda > 15$ мкм) піддіапазони.

Короткохвильова межа (λ_1) області прозорості своїм виникненням зобов’язана наявності широкої смуги, що завдячує електронному збудженню зв’язків метал-неметал з частковим або повним розривом. При цьому вивільняються електрони, які перестрибують з валентної зони (ВЗ) до зони провідності (ЗП) через заборонену зону (ЗЗ). Структуру ВЗ формують аніони, а ЗП своєю структурою зобов’язана катіонам. Ширина забороненої зони корелює з енергією зв’язку метал-неметал, хоча й не дорівнює їй. Таким чином, за характером смуги поглинання в УФ діапазоні можна дізнатися про зонну (енергетичну) структуру матеріалу. Для іонних сполук максимуми смуги поглинання ($\lambda_{\text{макс.}}$) лежить в границях від 0,11 до 0,25 мкм. Проте для визначення значення λ_1 важливішим є положення не максимуму, а краю цієї смуги, який зсунутий у довгохвильовий діапазон порівняно із максимумом на 0,04-0,15 мкм. На ділянці між λ_1 та $\lambda_{\text{макс.}}$ коефіцієнт оптичного поглинання зростає у 10^5 разів і більше. Зазвичай при зростанні температури спостерігається зсув $\lambda_{\text{макс.}}$ і, особливо, λ_1 у довгохвильовий діапазон (*поліхромний* зсув). Щодо визначення λ_1 існують різні підходи. За неї приймають: а) значення λ , при якому прозорість становить менш, ніж 50% від максимальної; б) значення λ , за якого починається помітне падіння прозорості матеріалу; в) значення λ у точці перетину залежності величини пропускання $T = f(\lambda)$, тобто коли $dT/d\lambda$ (або $dT/Td\lambda$) сягає максимуму. Значення λ_1 можна розрахувати з оптичної ширини забороненої зони (ΔE_{33}), якщо остання є відомою. Для цього застосовують відому формулу :

$$\lambda \text{ (мкм)} = 1,24 / \Delta E_{33}. \tag{8}$$

Для ПУМ з не дуже іонним зв’язком можна скористатися відомим рівнянням Мосса [4]:

$$k\lambda_1 = n^4. \tag{9}$$

Слід зазначити, що домішки, нестехіометрія матеріалу та інші дефекти структури матеріалу здатні сильно викривити значення λ_1 . Оскільки λ_1 корелює з міцністю (енергією) зв’язків метал-неметал, її можна визначити (оцінити) за допомогою квантово-механічних розрахунків. Для фторидних ПУМ значення λ_1 лежать у межах $0,15 \div 0,3$ мкм, для оксидних ПУМ — від 0,2 до 0,4 мкм, тоді як для халькогенідних ПУМ ці значення займають інтервал від 0,4 аж до 4 мкм. Що стосується впливу природи катіону, то тут беззаперечним рекордсменом (у сенсі прозорості в УФ діапазоні) є LiF, вельми прозорими є також MgF_2 та CaF_2 . Найменш прозорими є фториди важких металів, зокрема PbF_2 та BiF_3 . Значення λ_1 якісно можна оцінити візуально: так, якщо матеріал має білий (або слабо забарвлений) колір, значення його $\lambda_1 < 0,4$ мкм. Матеріали чорного кольору мають $\lambda_1 > 0,8$ мкм. ПУМ жовтого кольору має менше значення λ_1 , ніж ПУМ червоного кольору, хоча для обох з них значення λ_1 мають лежати у видимому діапазоні спектру. Декілька слів про більш або менш інтенсивне забарвлення дещо інших відтінків (зелене, фіолетове, блакитне, рожеве тощо). Воно виникає не внаслідок електронних переходів з неметалу на метал через заборонену зону, а за рахунок внутрішньоцентрових електронних переходів у самому катіоні

крытие состоит преимущественно из соединений TiB, TiN, которые образуются в соответствии с химическими реакциями (6–8). Рентгенографирование проведено на дифрактометре ДРОН-1,5 в CuK_{α} -излучении.

Таблиця 4

Результаты рентгеновского анализа систем NaCl–Ti–B₄C и NaCl–Ti–BN

Система NaCl–Ti–BN						
№ п/п	2θ	I _{отп}	d(Å)	d(Å) л	I _{отп} л	Фаза
1	35°32	8	2,541	2,54	с.	TiB ромб
2	36°40	19	2,468	2,499	о.с.	TiN
3	38°35	14	2,346	2,35	о.с.	TiB
4	39°24	17	2,296	2,28	с.	TiB тетра
5	41°90	49	2,156	2,14	о.с.	TiB ромб
6	61°60	7	1,506	1,500	о.с.	TiN
7	72°80	15	1,299	1,29	о.с.	TiN
Система NaCl–Ti–B ₄ C						
1	35°36	34	2,538	2,54	с.	TiB ромб
2	36°10	39	2,488	2,495	о.с.	TiC
3	38°40	36	2,344	2,35	о.о.с.	TiB ромб
4	41°90	45	2,156	2,16	с.	TiB ромб
5	42°26	28	2,139	2,14	о.с.	TiB ромб
6	72°75	14	1,300	1,303	о.с.	TiC
7	76°68	20	1,243	1,24	ср.	TiB ромб

В работе были проведены также исследования трибологических свойств комплексных покрытий. Износ и коэффициент трения полученных покрытий в паре с контртелом изучался на трибометре, работающем по схеме палец — диск. Пальцы цилиндрической формы были изготовлены из стали 45 с покрытиями, а в качестве диска-контртела использовалась закаленная сталь ХВГ с твердостью 42 HRC. Трибологические исследования были проведены при нагрузке 150 г, скорости вращения диска 0,12 м/с и номинальной площади касания пальца 50 мм². В результате при указанных параметрах износ стали 45 с покрытиями из карбида и борида титана составил 0,84 мг/км, из нитрида и борида титана 0,97 мг/км, а коэффициент трения 0,21 и 0,19 соответственно, микротвердость при этом составляла 2300 кг/мм². Как следует из представленных результатов, объединение метода вакуумного активированного диффузионного насыщения с СВС-процессом открывает широкие возможности создания на конструкционных материалах многофункциональных комплексных покрытий, способных обеспечить существенное повышение эксплуатационных характеристик. Следует отметить, что в качестве подложки могут быть выбраны и металлические конструкционные материалы, в частности, стали, жаропрочные сплавы, тугоплавкие металлы и их сплавы.

В результате проведенных исследований разработан новый уникальный метод нанесения многоцелевых защитных покрытий на конструкционные материалы. Положительной характеристикой описанного метода нанесения комплексных покрытий на конструкционные материалы является тот факт, что в изотермических условиях активатор переводит материал диффузанта из твердой фазы в газообразную — галогенид, который существенно увеличивает скорость доставки диффузанта к подложке; жидкие среды в свою очередь вследствие растворения в них элемента покрытия, способствуют ускорению процесса диффузионного насыщения; СВС-процесс предусмат-

ривает введение в зону реакции термитных смесей, которые в результате экзотермических реакций за счет выделения тепла могут локально, в приповерхностной зоне покрываемой подложки, повышают температуру выше 3000 °С, что стимулирует диффузию самых тугоплавких составляющих элементов покрытия. Представленный метод получения комплексных многоцелевых защитных покрытий обладает высокой производительностью, безотходностью и экологической чистотой.

Приведены результаты исследования процесса формирования защитных покрытий на стали 45 и углерод-углеродных материалах методом вакуумного активированного диффузионного насыщения в условиях воздействия жидкой среды и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В качестве жидкой среды использовались эвтектические смеси никеля с кремнием и бором, а СВС сопровождался взаимодействием компонентов систем (Hf, Ti, W) — (B, Si, C). Проведен термодинамический расчет химических реакций между компонентами указанных систем при использовании в качестве активатора паров хлористого натрия. Для экзотермических реакций проведен также расчет адиабатических температур, величина которых изменялась от 4100 до 7700 К. Фазовый состав образующихся при этом защитных покрытий исследовался рентгенографически. Проведены также измерения микротвердости карбоборонитридных покрытий на стали и жаростойкость боросилицидных покрытий на углерод-углеродных материалах при достаточно высоких, до 2250 К, температурах.

Ключевые слова: покрытия, диффузия, термодинамика, СВС процесс.

Results of investigations of forming process of protective coatings on steel 45 and carbon-carbon materials with the method of activating diffusion saturation in condition of liquid environment affect and selfpropagated hightempereature syntheses are reported. As liquid environment a eutectic mixture of nickel with silicate and boride was used. The SHS was coming along with interaction of components (Hf, Ti, W) — (B, Si, C). Thermodynamic calculations of chemical reactions between components (Hf, Ti, W) — (B, Si, C) using as activator vapour of nitric chloride were done. For exothermic reactions calculations of adiabatic temperatures were done. Value for these temperatures was in the range of 4100 to 7700K. X-Ray analysis of phase composition of formed protective coatings was done. Also investigations of microhardness of carbonnitride coatings on steel and investigations of heatresistance boride silicate coatings on carbon –carbon materials in condition of high temperatures (up to 1950C) were done.

Keywords: coatings, diffusion, thermodynamics, SHS process

1. Змий В.И., Руденький С.Г. Особенности вакуумного активированного диффузионного насыщения металлов: термодинамика, механизм и кинетика//Металлофизика и новейшие технологии. — 1998, 20, 10. — С. 69-75.
2. Змий В.И., Ковтун Н.В., Карцев Н.Ф., Руденький С.Г. Активированная вакуумная химико-термическая обработка как способ получения многоцелевых защитных покрытий на металлических и углеродных материалах.//Порошковая металлургия. — 2003, №5/6. — С.120-126.
3. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений.//ДАН СССР, химия. — 1972. — Т. 204, №2. — С. 366-369.
4. Коган Я.Д., Середа Б.П., Костогоров Е.П. Получение хромированных покрытий в условиях СВС.//МТМ. — 1994, №3. — С. 8-13.
5. Гордиенко С.П. Термодинамический анализ взаимодействия титана с карбидом бора в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза //Порошковая металлургия. — 1999., №3/4. — С. 72-76.
6. Змий В.И., Огиенко Д.Н., Прошак Л.И., Руденький С.Г., Юрченко М.И. Масс-спектрометрическое исследование газообразных продуктов хлористого натрия с титаном.//Сб. Жаростойкие неорганические покрытия. — Л.: Наука, 1990. — С. 47-52.

Таблиця 1

Фізичні, хімічні властивості та термічні характеристики фторидів металів

MF _x	Забарвлення	ρ, г/см ³	T _{топл.} , К	T _{кип.} , К	ΔH ⁰ _{кип.} , кДж/моль	ΔS ⁰ _{кип.} , Дж/моль·К	T _{ум.} , К	n, λ = 550 нм.	λ ₁ -λ ₂ , мкм
LiF	біле	2,6	1121	1949	147	75,4	1082	1,4	0,7–17
MgF ₂	біле	3,1	1563	2543	274	108	1439	1,38	0,13–8
CaF ₂	біле	3,2	1692	2803	305	109	1583	1,4	0,15–12
SrF ₂	біле	4,2	1673	2733	324	119	1618	1,4	
BaF ₂	біле	4,9	1593	2533	271	106	1449	1,46	0,2–15
AlF ₃	біле	2,9		1552*	272*	175*	1033	1,4	
ScF ₃	біле	2,6	1825	1880*	371	197	1316	1,4	
YF ₃	біле	5,1	1428	2503**			1505	1,5	0,2–14
LaF ₃	біле	6,0	1682	2603			1513	1,59	0,25–12
CeF ₃	біле	6,2	1703	2453	247	112	1466	1,63	0,3–10
PrF ₃	жовто-зелене	6,3	1673	2603				1,5	
NdF ₃	фіолетове	6,5	1650	2573	304	118	1466	1,61	λ ₁ >0,25
SmF ₃	біле (сірувате)	6,6	1578	2603				1,6	
EuF ₂	жовте	6,5	1689	2673	390	146	1511	1,4	λ ₁ >0,4
EuF ₃	біле	6,7	1549	2553				1,55–1,61	0,25–10
GdF ₃	біле	7,1	1505	2553				1,6	
DyF ₃	зеленкувате	7,5	1430	>2473	293	119	1499	1,5	
HoF ₃	коричн.-рожеве	7,6	1416	2519**	297	118	1529	1,6	
ErF ₃	рожеве	7,8	1419	2503	312	125	1540	1,5	
TmF ₃	біле	~8,0	1431	2503			1509		
YbF ₃	біле	8,2	1435	2473			1494	1,5	
LuF ₃	біле	8,3	1457	2473			1483	1,5	
PbF ₂	біле (сірувате)	8,2	1095	1566	160	102,3	879	1,75	0,2–16
ZrF ₄	біле	4,4	1183	1179*	261*	221*	809	1,6	
HfF ₄	біле	7,1	1298	1247*	226*	181	843	1,56	
ThF ₄	біле	6,3	1383	1953	270	138	1205	1,52	
BiF ₃	сірувате	5,32	1000	1173			720	1,70	0,3–14

*– процес сублімації; **– екстрапольовані значення.

Характер кривої дисперсії суттєво залежить від природи матеріалу: для одних ПУМ вона є меншою (і це добре), а для інших — більшою. Як правило, величина $dn / d\lambda$ більша для речовин із більшим значенням n у цілому. Особливо різкі („катастрофічні”) зміни — стрибкоподібне зростання — n відбуваються поблизу меж області прозорості матеріалу.

І, нарешті, власне про область прозорості та її межі, тобто λ_1 та λ_2 . Наявність меж в області оптичної прозорості є загальновизнаним фактором серед фахівців-оптиків. Однак такої ж одностайності думок щодо природи меж і, тим більше, способів їх визначення серед них немає. До цього ж слід враховувати вплив товщини оптичного матеріалу (скло, монокристал, плівка тощо) на визначувані величини меж. Зазначимо, що $\lambda < 0,4$ мкм відповідає

газоподібного стану (пари) при незмінному молекулярному складі речовини, тобто без повного руйнування зв’язків метал – неметал. Зазвичай ця величина становить $\sim 10R$, тобто ~ 80 Дж/моль·К. Очевидно, чим сильнішими є відхилення у бік більших значень $\Delta S_{\text{кип. (субл.)}}^{\circ}$, тим ймовірнішим є процес деструкції речовини при випаровуванні. У цьому плані закономірним є зростання $\Delta S_{\text{кип. (субл.)}}^{\circ}$ фторидних ПУМ при переході від сполук типу MF до MF₂ і, далі, до MF₃ та MF₄. Характерним є той факт, що при зростанні стабільності валентного стану металу, наприклад, при переході від ScF₃ до LnF₃ (Ln – лантанід зі стабільним валентним станом (III)) або у ряді ZrF₄ — HfF₄ — ThF₄, значення $\Delta S_{\text{кип. (субл.)}}^{\circ}$ зменшується. Впадає в око надмірно велике значення цієї величини для EuF₂ порівняно з фторидами лужноземельних металів, що свідчить про нестійкість названого матеріалу при випаровуванні.

Крім зазначених вище загальних вимог, ПУМ мають відзначатися певними оптичними властивостями, заради яких, власне, вони й використовують у оптичних деталях та приладах. Серед найважливіших з оптичних характеристик слід зазначити такі, як: показник заломлення (n) та ширина області прозорості (λ_1 - λ_2). Параметр n найчастіше вимірюють та використовують саме у тому спектральному діапазоні, в якому матеріал є прозорим, тобто в інтервалі λ_1 - λ_2 . Значення n показує співвідношення між швидкостями електромагнітної хвилі у вакуумі (c) та у матеріалі, тобто:

$$n = v_{\text{вак}} / v_{\text{ПУМ}} = c / v_{\text{ПУМ}} \quad (6)$$

Значення показника заломлення залежить від багатьох факторів: природи речовини ПУМ, температури, довжини хвилі тощо. Вплив природи речовини найкращим чином описується рівнянням Лорентц — Лоренца:

$$(3\rho N_A)(n^2 - 1) / (4\pi M\alpha)(n^2 + 2) = 1, \quad (7)$$

де N_A — число Авогадро, ρ — густина, M — молярна маса, α — здатність речовини до поляризації (поляризованість).

Якщо записати це рівняння у іншому вигляді, то з’ясується, що речовини, які складаються з великих частинок (атомів, іонів), повинні мати більші значення n. І, навпаки, виявляється, що фториди металів, особливо, легких (лужних, лужноземельних металів, скандію) мали б відзначатися незначними величинами n. Оксиди повинні мати проміжні значення показника заломлення, а халькогеніди (особливо, телуриди) важких металів матимуть найбільші значення n. Дійсно (табл.1): показники заломлення фторидів лежать у межах 1,38 (MgF₂) — 1,75 (PbF₂). Вплив катіонної заміни на показник заломлення матеріалів є суперечливим. Так, у випадку фторидних ПУМ катіонна заміна на важчий аналог (MgF₂—BaF₂, ScF₃—YF₃—LaF₃) призводить до певного зростання значення n. Це очевидно, пов’язане з тим, що у фторидів активних металів іонність зв’язків Me—F є досить високою і слабо змінюється при катіонній заміні, натомість вирішальну роль відіграє зростання молярного об’єму та поляризованості завдяки подовженню зв’язків метал — фтор. При переході до фторидів менш активних металів (PbF₂, BiF₃) або металів з високзарядними катіонами (ZrF₄, HfF₄, ThF₄) з більшою ковалентністю зв’язків метал—фтор вплив іонності зв’язків та стабільності валентного стану на значення α (а отже, й n) стає переважаючим. Залежність n=f(λ) зазвичай називають *дисперсією* показника заломлення. Практично для усіх ПУМ значення n є тим меншим, чим більшою є довжина хвилі. Отже, при переході від видимого до ультрафіолетового діапазону спектру значення n зростає, до інфрачервоного — спадає.

УДК 621.762.01

В.Е.Стрельницкий, А.И.Калиниченко, С.С.Перепёлкин

ВОЗНИКНОВЕНИЕ И РОЛЬ НАПРЯЖЕНИЯ СЖАТИЯ ПРИ ИОННОМ ОСАЖДЕНИИ АЛМАЗОПОДОБНОЙ ПЛЕНКИ

У моделі нелокального термopужного піку описується процес формування механічних напруг у плівках, що осаджуються, при бомбардуванні іонами низької енергії. Отримано аналітичне вираження для напруг стиску, що є узагальненням відомої формули Девіса. Результати теорії застовуються для аналізу напруг у та-С покриттях, отриманих осаждением пучка іонів C⁺ з енергією від 25 eВ до 1000 eВ при різних температурах підкладки, і для пояснення впливу температури підкладки на співвідношення між sp^2 і sp^3 станами у плівці, що осаджується. Отримані результати перебувають у якісній згоді з експериментальними даними по осаждению углецевих плівок з пучків іонів C⁺ при різних температурах підкладки.

Ключові слова: алмазоподібне покриття, іонне осаждение, механічні напруги, температура підкладки. Тепловий пік, термоактивация, релаксация напруг.

Введение

Характерной особенностью большинства покрытий, получаемых методом осаждения ионного пучка, является наличие в них сильных сжимающих напряжений, играющих существенную роль в кинетике образования и разрушения покрытий [1]. В целом ряде случаев напряжения, присутствующие в осаждаемой пленке, играют положительную роль. С одной стороны, они способствуют образованию и стабилизации плотной фазы осаждаемого материала, как это происходит при осаждении пленок тетраэдрического аморфного углерода (ta-C) [2,3], либо препятствуют возникновению неоднородностей и макродефектов типа трещин и каверн. С другой стороны, чрезмерные напряжения могут приводить к потере сцепления пленки с подложкой и как следствие — к растрескиванию и отслоению пленки. Эксперименты показали, что можно изменять величину внутренних напряжений, варьируя тип и энергию ионов, режим облучения (импульсный либо непрерывный), а также условия облучения, прежде всего температуру подложки. Контроль величины напряжений даёт возможность влиять на структуру и физико-механические свойства осаждаемого слоя. Однако для управляемого воздействия на свойства пленки необходимо установить природу возникающих напряжений и на этой основе разработать количественные соотношения между их величиной и параметрами технологического процесса осаждения.

Причиной возникновения напряжений сжатия является внедрение иона в межатомное пространство, объем которого меньше внесенного объема иона. Пленка стремится расшириться, однако связь ее с твердой подложкой мешает процессу расширения, в результате чего в пленке устанавливаются макроскопические напряжения сжатия, действующие в плоскости пленки и уравнивающие упругую реакцию подложки. Для объяснения образования механических напряжений сжатия в тонких пленках, выращиваемых

© Стрельницкий Владимир Евгеньевич, начальник лаборатории, доктор физ.-мат. Наук, працює у Національному Науковому Центрі “Харківський фізико-технічний інститут”; Калиниченко Олександр Іванович старший науковий співробітник, кандидат фіз.-мат. Наук; Перепьолкін Сергій Степанович, науковий співробітник, кандидат фіз.-мат. Наук, співробітники того ж закладу.

Либо методом осаждения ионного пучка, либо конденсацией атомов с одновременной ионной бомбардировкой, была предложена простая модель (модель Дэвиса) [4]. В этой модели механические напряжения σ_r в тонкой пленке вычисляются как результат действия двух конкурирующих процессов: (1) генерации напряжений за счет имплантации падающего пучка ионов и (2) релаксации напряжений термоактивированными процессами в тепловых пиках ионов. Для стационарного процесса установления напряжений была получена простая математическая формула, связывающая энергию падающих ионов с величиной напряжений и дающая при подборе параметров модели качественное согласие с экспериментальными результатами.

Однако использование модели точечного теплового пика (ТТП) для описания релаксации механических напряжений противоречит факту нелокальности передачи энергии от низкоэнергетического иона материалу мишени и поэтому не является вполне корректным [5]. Вследствие этого качественное согласие с отдельными экспериментальными данными достигается при величинах энергии активации $U = 3 - 11$ эВ, значительно превосходящих известные значения для процессов миграции дефектов. В модели Дэвиса [4] величина U служит подгоночным параметром, и возможности ее физической интерпретации ограничены. Отметим также внутреннюю противоречивость модели, построенной исключительно для случая нулевой температуры среды и в то же время предполагающей постоянство ее теплоемкости, что противоречит экспериментальным данным. Модель Дэвиса не объясняет экспериментально наблюдаемую зависимость возникающих напряжений от температуры осаждения, что исключает возможность ее применения при объяснении факта радикального уменьшения доли sp^3 связей в осаждаемом углеродном покрытии при увеличении температуры осаждения [6].

Предложенная и разработанная модель нелокального термоупругого пика (ТУП) больше отвечает физическим условиям, реализующимся вблизи траектории иона в твердом теле [7-9]. В частности, параметры ТУП рассчитываются с учетом температуры подложки, которая таким образом оказывает влияние на все процессы, исследуемые в рамках этой модели. Кроме того, в модели ТУП, в отличие от всех предыдущих моделей тепловых пиков, исследуются также и механические эффекты, возникающие в области энерговыделения иона и играющие важную роль в физических процессах при облучении материала. Речь идет о давлениях в пике иона, имеющих как тепловую, так и атермическую составляющие, каждая из которых, в свою очередь, является суммой (квази) статических напряжений и акустической волны, расходящейся из объема пика.

В настоящей работе рассматривается процесс релаксации механических напряжений в покрытиях при ионном облучении с учетом температуры осаждения в рамках модели приповерхностного ТУП. Выводится аналитическое выражение для напряжений, возникающих в тонком покрытии при осаждении пучка низкоэнергетических ионов. Анализируется зависимость возникающих напряжений при осаждении пучка ионов C^+ с энергией E от 25 до 1000 эВ от температуры осаждения. Полученные результаты используются для объяснения влияния температуры осаждения на соотношение sp^2 - и sp^3 - связей в пленке тетраэдрического аморфного углерода (ta-C).

Формування напрямленого потоку молекул ПУМ. Формування направленного потока молекул (або їх уламків) ПУМ можливе при мінімальній кількості (ще краще — при цілковитій відсутності) їх зіткнень з молекулами залишкових газів. У цьому разі довжина вільного пробігу молекул $\lambda_n = 2/3 P_0$ має бути більшою за відстань від випарювача з ПУМ до підкладки (h), тобто $\lambda_n > h$, отже $P_0 = 2/3h$. Так, якщо $h = 0,5$ м, то має виконуватися співвідношенням $P_0 < 1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Зазвичай процес випаровування ПУМ проводять при $P_0 \approx 2,66 \cdot 10^{-3}$ Па, аби запобігти погіршенню вакууму за рахунок десорбції молекул залишкових газів з елементів конструкції вакуумної установки при нагріванні підкладки.

Конденсація пари ПУМ на підкладці. Не вдаючись до з'ясування глибинних принципів кристалізації речовини з пари, відзначимо, що цей процес розпочинається з утворення низки центрів кристалізації. Чим більшою є пересиченість пари ПУМ, тобто швидкість кристалізації, тим більша виникає кількість центрів кристалізації. Розглянемо цей процес дещо докладніше. Процес конденсації плівки є зворотним до процесу випаровування. Він складається з двох основних стадій: а) утворення кристалічного зародку з пари; б) ріст зародку у певному напрямку.

Розглянемо стадію а) докладніше. Утворення зародку проходить через три власні стадії: 1) утворення лінійного ланцюжка, 2) утворення двовимірної площини; 3) утворення тривимірного зародку. У випадку кристалічного зародку можна застосовувати дещо видозмінене рівняння Томсона, що враховує вплив поверхневої енергії на тиск насиченої пари:

$$P_s = P_{s,\infty} \exp(-4 \sigma M / \rho R T a), \quad (4)$$

де $P_{s,\infty}$ - тиск пари над великою поверхнею, σ — поверхневий натяг, M — молярна маса, ρ — густина, a — розмір зародку.

Довкруг центрів кристалізації починається ріст кристалітів, швидкість якого є тим більшою, чим меншою є пересиченість пари ПУМ. В залежності від умов осадження ПУМ можливе утворення плівок різної структури: а) аморфної, тобто такої, що не має кристалічних ознак (при $P_s \gg P_0$); б) рентгеноаморфної, або нанокристалічної структури ($d \leq 10$ нм) при $P_s > P_0$; в) гранулярної структури ($d \geq 100$ нм) при $P_s \geq P_0$; г) монокристалічної (двовимірної) структури.

Фізико-хімічні властивості фторидних ПУМ

При докладнішому аналізі термічних властивостей значної кількості речовин, що слугують основою ПУМ (табл.1), виявляються певні закономірності та особливості сполук різного типу. Так, для більшості фторидів (за винятком фторидів лантанідів другої половини ряду) переважає сублімаційний тип випаровування у вакуумі. Слід зазначити, що фторидні ПУМ – речовини з переважно іонним типом структури — мають не дуже високі (~ до 1500К) значення $T_{ум}$. Що стосується конгруентності процесу випаровування, то його якісним критерієм може слугувати значення ентропії випаровування, яке для стандартних умов ($P = 1,013 \cdot 10^5$ Па) може бути розраховане за формулою:

$$\Delta S_{кип.(субл.)}^0 = \Delta H_{кип.(субл.)}^0 / T_{кип.(субл.)} \quad (5)$$

Ця величина визначає рівень зміни розупорядкування при переході з розтопленого (при кипінні) або кристалічного (при сублімації) стану до

процесу, висока продуктивність процесу та відтворюваність результатів. Вакуумні методи поділяються в залежності від способу нанесення покриття на: а) термічне (резистивне або електронно-променеве) випаровування ПУМ та б) катодне розпилювання ПУМ. Основна відмінність останніх полягає у тому, що відбувається не випаровування мішені, а її розпилювання під дією бомбардування іонами інертного або реактивного газу. Вони набувають дедалі більшого поширення в оптичному приладобудуванні, особливо при необхідності точного дотримання складу ПУМ у покритті.

Завдяки високій продуктивності процесу термічне випаровування у вакуумі й досі залишається найпоширенішим способом нанесення покриттів. Тому й усі подальші міркування при створенні ПУМ спиратимуться саме на цей спосіб нанесення покриттів. Сам процес одержання покриттів вакуумним методом складається з трьох стадій [2]: 1. Випаровування ПУМ. 2. Перенесення „хмарки” пари ПУМ до підкладки. 3. Конденсація пари ПУМ на підкладці з утворенням покриття. Розглянемо кожну зі стадій докладніше.

Випаровування. Теплота, необхідна для забезпечення цього процесу, надається або за рахунок джоулевого ефекту (резистивне випаровування), або за рахунок гальмування електронів на ПУМ (електронно-променеве випаровування). Між цими двома варіантами існує певна відмінність. Вона полягає у переважно у тому, що при резистивному способі встановлюється локальна рівновага біля човника-випарювача між ПУМ, що перебуває у конденсованому стані, та парою, що утворилася з випарюваного матеріалу. Це дає змогу певною мірою прогнозувати як значення „локального” тиску насиченої пари ПУМ (p_s) за відомою формулою:

$$P_s = A \exp(-\Delta H_v / RT) \quad (1)$$

де A – ентропійний фактор, ΔH_v – теплота випаровування, так і якісний склад пари.

У вакуумній технології [2] вважають температуру, при якій $P_s = 1,33$ Па (або 10^{-2} мм.рт.ст.) за $T_{ум.}$ – умовну температуру випаровування матеріалу, тобто за таку температуру, при якій процес випаровування відбувається з помітною швидкістю. Якщо скористатися рівнянням (1) і подати його у напівлогарифмічній формі, а також підставити $P_s = 1,33$ Па, $T = T_{ум.}$, отримуємо:

$$T_{ум.} = \Delta H_v / R (\ln A - \ln 1,33) \approx \Delta H_v / R \ln A \quad (2)$$

Таким чином, має спостерігатися кореляція між умовною температурою випаровування та ентальпією випаровування. У плівкоутворюючих матеріалах, для яких $T_{ум.} > T_{топл.}$, спостерігається випаровування з розтопу; у випадку ж, коли $T_{ум.} < T_{топл.}$, спостерігається сублімація ПУМ, тобто випаровування з твердого тіла.

Швидкість випаровування (v) визначається тиском насиченої пари ПУМ та тиском залишкових газів (P_0) у вакуумній камері:

$$v = C(P_s - P_0) / P_0 \quad (3)$$

Таким чином, чим більший тиск пари ПУМ та чим менший тиск залишкових газів у камері, тим більша швидкість випаровування ПУМ.

На відміну від резистивного способу при електронно-променевому випаровуванні локальна рівновага не встигає встановитися, і тому воно відбувається в умовах значного відхилення від рівноважних умов. Це дозволяє одержувати покриття, близьке за складом до вихідного ПУМ, навіть якщо він складається з досить відмінних за леткістю компонентів.

Теоретическое рассмотрение

Согласно компьютерному моделированию с помощью программного пакета TRIM2000 [10] ТУП иона C^+ с энергией $25 \text{ эВ} \leq E \leq 1 \text{ кэВ}$, имплантируемого в мишень, аппроксимируется шаровым сегментом радиусом $R(t, E) = 2\sqrt{\kappa(\tau + t)} + L(E)/2$ и высотой $H(t, E) = L(E) + 2\sqrt{\kappa(\tau + t)}$, примыкающим к поверхности и содержащим энергию $\eta(E)E$. Здесь κ — коэффициент температуропроводности материала мишени, τ — время ионной релаксации, $L(E)$ — средняя проективная длина пробега иона, $\eta(E)$ — доля фононных потерь иона с учётом вклада ионов отдачи [7-9]. Объем образующегося пика равен:

$$V(t, E) = \frac{4\pi R^3(t, E)}{3} - 4\pi\kappa(t + \tau) \left[R(t, E) - \frac{2\sqrt{\kappa(t + \tau)}}{3} \right] \quad (1)$$

Для определения температуры в пике необходимо в общем случае учитывать температурную зависимость теплоемкости $C(T)$ твердого тела. При этом уравнение для определения температуры $T(t, E, T_0)$ имеет вид [8]:

$$TD\left(\frac{\theta}{T}\right) - T_0 D\left(\frac{\theta}{T_0}\right) - \frac{\eta E}{\rho C V(t, E)} = 0, \quad (2)$$

где θ — температура Дебая материала мишени, T_0 — температура подложки, $C = 3\nu_a k_B / M$ — высокотемпературный предел теплоемкости, M и ρ — масса молекулы и плотность материала мишени, ν_a — число атомов в молекуле, k_B — постоянная Больцмана, $D(x)$ — функция Дебая [11]. Начальная температура $T(0, E)$ в ТУП, определяющая скорость протекания кинетических процессов, имеет конечную величину, зависящую от сорта и энергии первичного иона, от теплофизических свойств мишени и варьирует в широких пределах.

Импульсное изменение объема ТУП за счет теплового расширения и внесения дополнительного объема первичным ионом приводит к генерации высокого давления, имеющего как переменную (акустическую), так и (квази)статическую составляющие. Суммарное давление в пике (за вычетом однородных по всей пленке напряжений сжатия σ_r) было рассчитано с помощью уравнений радиационной акустики [12]. Аппроксимация точного решения задается простым выражением [8]:

$$P(t, E) \approx \frac{\Gamma E \eta(E) + K V_1}{V(t, E)} \begin{cases} 1, & 0 \leq t \leq R(0, E)/s; \\ d/3, & t \geq R(0, E)/s, \end{cases} \quad (3)$$

где $d = 2(1 - 2\Pi)/(1 - \Pi)$.

Здесь Γ , Π , s и K — параметр Грюнаизена, коэффициент Пуассона, скорость звука и модуль всестороннего сжатия материала мишени, соответственно, V_1 — объем, вносимый внедренным ионом. Зависимость от времени t выражения (3) характеризует процесс возникновения и развития механических напряжений в центре пика. В начальный момент времени происходит быстрое нарастание давления до максимальной величины $\Delta P(0, E) = (\Gamma E \eta(E) + K V_1) / V(0, E)$ и его сохранение на примерно постоянном уровне в течение времени акустической разгрузки $0 \leq t \leq R(0, E)/s$. После ухода акустической волны давление резко падает до величины $\Delta P(0, E) d/3$, и далее происходит относительно медленное падение квазистатических напряжений по мере увеличения объема пика за счет эффекта теплопроводности.

Кроме давления $P(t, E)$, в пике, как и во всем объеме покрытия, действуют остаточные напряжения сжатия σ_r . При определении σ_r будем предполагать, что релаксация напряжений происходит благодаря кинетическому процессу, состоящему в термоактивационном преодолении барьеров дефектами, определяющими возникновение напряжений и находящимися в объеме термоупругого пика. Как правило, эти дефекты являются междоузельными атомами, появившимися в результате взаимодействия первичного иона с атомами вещества мишени. Скорость кинетического процесса релаксации напряжений пропорциональна числу атомов с энергией, превосходящей энергию активации U данного процесса. Скорость появления $\dot{n}$ «горячих» атомов в единице объема пика может быть найдена в результате решения дифференциального уравнения 1-го порядка:

$$\frac{dn}{dt} = -nv e^{-U/k_B T}, \quad (4)$$

где $n = n(t)$ — число «горячих» атомов в произвольный момент времени t , $\nu = k_B \theta / h$ — частота колебаний атома, принятая равной верхней частоте в фононном спектре материала мишени [11], температура $T(t, E, T_0)$ в пике определяется как корень уравнения (2). При определении скорости образования «горячих» атомов предполагается, что кинетические переходы происходят без выделения или поглощения энергии, т. е. что температура в ТУП изменяется только за счет процесса теплопроводности.

Число термоактивированных переходов в пике определяется соотношением

$$w(E, T_0) = n_0 \nu \int_0^{\tau_c} V(t, E) e^{-\frac{U}{k_B T(t, E, T_0)}} \nu \int_0^t e^{-\frac{U}{k_B T(\tau, E, T_0)}} d\tau dt, \quad (5)$$

учитывающим убыль дефектов за счет миграции. Здесь n_0 — плотность числа атомов, M — масса атома мишени, U — энергия активации кинетического процесса, k_B — постоянная Больцмана. Эффективное время остывания ТУП для оценок может быть принято равным $\tau_c = a [R(0, E)]^2 / 4\kappa$, где параметр $a = 1 \dots 10$ выбирается на основе анализа поведения подынтегральной функции в (8) в зависимости от величин E и U .

Выражение (5) является обобщением выражения для числа термоактивированных процессов

$$w_0(E) = 0,016K \left(\frac{Q}{U} \right)^{\frac{5}{3}}, \quad (6)$$

полученного Зейцем и Кехлером в модели ТТП [4]. Здесь Q — тепловая энергия, заключенная в пике и полагаемая в ТТП равной энергии иона E , K — константа порядка единицы. Можно показать [9], что выражение (5) преобразуется к зависимости

$$w(E) = \frac{\Gamma(5/3)}{36\sqrt[3]{2\pi^2}} \frac{\nu}{\kappa} \left(\frac{M}{\rho} \right)^{2/3} \left(\frac{\eta E}{U} \right)^{5/3}, \quad (7)$$

которая аналогична (6) только в предельном случае $3U\rho V(0, E) \ll \eta EM$, соответствующего малым энергиям активации. При этом функция w монотонно нарастает в рассматриваемом диапазоне энергий иона, приближаясь с уменьшением U к зависимости Зейца — Кёхлера (6) для точечного теплового пика [5]. Анализ термодинамических характеристик

Систематичною розробкою та випробуванням нових плівкоутворюючих матеріалів у світі займається декілька фірм, серед яких слід відзначити “Ceram” (США), “Leybold Optics” (Німеччина), однак, вони не займаються вивченням впливу оксидних домішок до фторидних і халькогенідних матеріалів і його зменшенням. Провідні фірми світу, а саме: Масачусетський технологічний інститут, IBM Storage Systems, International SEMATECH, Intel, SVG Lithography, Oriel, Edmund Scientific Company, Lawrence Livermore National Laboratory (США), Parsons (Велика Британія), Leubold (ФРН), Державний оптичний інститут ім. С.І. Вавілова, Державний інститут прикладної оптики, НВО “Астрофізика”, Науково-дослідний центр технологічних лазерів, НДІ космічного приладобудування, Уральський оптико-механічний завод (Російська Федерація) займаються переважно вдосконаленням існуючих плівкоутворюючих матеріалів та технологіями нанесення інтерференційних покриттів з них.

Розробка й одержання ПУМ в Україні були розпочаті в Одеських лабораторіях Інституту загальної й неорганічної хімії АН УРСР, які традиційно займалися дослідженням високочистих рідкісноземельних металів і їхніх сполук. На початку 70-х років ХХ-го сторіччя на дослідній ділянці лабораторій був налагоджений випуск напівпромислових партій високочистих ПУМ за договорами з підприємствами оптико-механічної промисловості колишнього СРСР. Потреба у високочистих ПУМ зростала, і в 1978 р. дослідну ділянку було перетворено на цех Дослідного заводу Фізико-хімічного інституту АН УРСР, що виник на місці колишніх Одеських лабораторій ІЗНХ. Фізико-хімічний інститут ім. О.В. Богатського НАН України (ФХІ) протягом більш як 10 років був провідною установою в галузі розробки та створення плівкоутворюючих матеріалів. Основними споживачами ПУМ свого часу були такі підприємства, як Державний оптичний Інститут (ДОІ) ім. С.І. Вавілова, Ленінградське оптико-механічне об'єднання (ЛОМО), Державний інститут прикладної оптики (ДІПО), Уральський оптико-механічний завод (УОМЗ), НПО „Астрофізика”, НДІ космічного приладобудування, НПО „Платан”, ПО „Арсенал” та інші. Обсяг поставок традиційних ПУМ високої чистоти (ZrO_2 , TiO_2 , HfO_2 , PbF_2 , MgF_2 , Na_3AlF_6 , ZnS , Sb_2S_3 , $PbTe$, $CdTe$) сягав сотень кілограмів на рік.

Нині виробництво традиційних ПУМ в Україні зосереджено у Спільному українсько-американському науково-виробничому підприємстві (СНВП) „Нові матеріали і технології”. Воно виробляє вельми широку номенклатуру плівкоутворюючих матеріалів (переважно традиційних) високої чистоти та постачає їх до США, Польщі, країн Балтії, Російської Федерації, Білорусі, Ізраїлю, Німеччини тощо. Це є свідченням достатньої конкурентоспроможності виготовленої підприємством продукції. Серед підприємств України, що споживають вироблені у ФХІ матеріали, переважають підприємства та установи оптичної, напівпровідникової та електронної галузей промисловості, зокрема, КП „ЦКБ „Арсенал”, Інститут фізики напівпровідників НАН України, Ізюмський завод оптичного скла тощо.

Нанесення тонкоплівкових покриттів

Основними методами нанесення покриттів є вакуумні та хімічні. Завдяки значним перевагам вакуумні методи дуже широко застосовуються нині у оптичному приладобудуванні. Серед них слід вказати наступні: можливість контролю (із застосуванням комп'ютерів) основних технологічних параметрів

УДК 621.796.1 : 681.7.047

**В.Ф. Зінченко, Г.І. Кочерба, Є.В. Тімухін, В.П. Соболь,
О.В. Мозкова, Б.А. Горштейн**

РОЗРОБКА І ВЛАСТИВОСТІ ФТОРИДНИХ МАТЕРІАЛІВ І ПОКРИТТІВ ДЛЯ ОПТИЧНИХ СИСТЕМ, ЩО ФУНКЦІОНУЮТЬ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

Розглянуто властивості матеріалів з низьким показником заломлення на основі фторидів металів та одержуваних з них покриттів. Обговорено проблеми оптимізації складу плівкоутворюючих матеріалів на основі фторидів шляхом їхнього легування. Встановлено механізм легування добавками до найпоширенішого матеріалу — фториду магнію. Показано інший спосіб покращення оптичних властивостей, зокрема, розширення області прозорості завдяки використанню складних фторидів. Висока променева міцність та прозорість BaY_2F_8 дозволяє вбачати у ньому багатобічній для інтерференційної оптики матеріал для ІЧ технологічних лазерів.

Ключові слова: складні фториди, покриття, оптичні і експлуатаційні властивості, променева міцність.

Вступ

Плівкоутворюючими матеріалами (ПУМ) називають речовини, які існують у достатньо компактному вигляді (пігулки, драже, уламку, зливка тощо), з яких можна різноманітними способами (термічне випаровування у вакуумі, магнетронне розпилення тощо) створювати тонкоплівкові покриття на підкладках з метою надання їм певного функціонального призначення. За функціональною ознакою покриття можуть бути оптичними (інтерференційними), напівпровідниковими, люмінесцентними, зміцнюючими. У свою чергу, оптичні покриття поділяють на відбиваючі, просвітлювальні, фотохромні тощо.

Уперше покриття для просвітлення (тобто зменшення відбиття) оптичних деталей застосував у 30-40-х роках минулого сторіччя А. Смакула [1], і відтоді вони стали дуже поширеними в оптичних системах та приладах. Хоча з тих пір розроблено досить велику низку ПУМ різного функціонального призначення, досі відсутній системний підхід до їх створення.

Однією з перших вдалих спроб систематизації відомостей про оптичні матеріали стало видання „Справочника технолога-оптика”, здійснене групою фахівців з Державного оптичного інституту ім. С.І. Вавілова у 1983 р. [2]. Проте відомості про ПУМ займають у ньому лише незначну частину та й то переважно про елементні речовини та прості сполуки. Окремі видання, що виходили у далекому зарубіжжі, а саме: каталоги фірм Balzers, Leybold Opt cs, Segam, наприклад [3], містять лише довідкові дані про оптичні та деякі інші фізичні властивості найпоширеніших ПУМ і не можуть вважатися монографічними виданнями.

© Зінченко Віктор Федосійович — завідувач відділу хімії функціональних неорганічних матеріалів Фізико-хімічного інституту ім. О.В. Богатського НАН України, доктор хім. наук, працює в галузі неорганічної хімії твердої речовини; Кочерба Григорій Іванович, Тімухін Єгор Володимирович — співробітники того ж інституту. Соболь Валерій Петрович — начальник відділення Центрального конструкторського бюро з-ду „Арсенал”, фахівець в області оптичного приладобудування; Мозкова Ольга Володимирівна, Горштейн Борис Авраамович — співробітники тієї ж установи.

ТУП низкоэнергетических ионов в различных материалах показывает, что предельное условие выполняется только для кинетических процессов с энергией активации $U \ll 1$ эВ и начальной температуры «горячих» пиков $T(0, E) \gg 1000$ К. Таким критериям удовлетворяет процесс диффузии междоузельных дефектов в та-С, характеризующийся малой энергией активации $U \sim 0,1 - 0,3$ эВ.

Выражение для напряжений сжатия $\sigma_r(E, T_0)$ в тонкой пленке как функция энергии иона E и температуры осаждения T_0 с учётом процессов релаксации в нелокальном термоупругом пике было получено по аналогии с выводом формулы Дэвиса [4] и имеет вид:

$$\sigma_r(E, T_0) = B \frac{M}{\rho} \frac{Y}{1 - \Pi} \frac{E^{1/2}}{R/j + w(E, T_0)}. \quad (8)$$

Здесь B — постоянная, не зависящая от параметров иона и мишени, R — плотность потока осаждаемых атомов, j — плотность потока бомбардирующих ионов, Y — модуль Юнга. Для перехода к формуле Дэвиса необходимо использовать приближение точечного энерговыделения при определении числа термоактивированных переходов и сделать замену $w(E, T_0) \rightarrow w_0(E)$.

Суммарное напряжение $\sigma(t, E, T_0)$, возникающее в ТУП иона, задается приближенным выражением

$$\sigma(t, E, T_0) \sim \sigma_r(E, T_0) + P(t, E). \quad (9)$$

Результаты расчетов

Результаты численных расчетов числа термоактивированных переходов в пике иона C^+ в та-С как функции энергии иона при различных энергиях активации кинетического процесса приведены на рис. 1. Расчеты по формулам (2), (7) проводились при следующих значениях параметров: $C_\infty = 2,08 \cdot 10^3$ Дж/кг/К, $\theta = 2250$ К, $\rho = 2,4 \cdot 10^3$ кг/м³, $\nu = 5 \cdot 10^{13}$ с⁻¹, $T_0 = 300$ К, соответствующих мишени из тетраэдрического аморфного углерода (та-С) при комнатной температуре. Пунктирная прямая соответствует зависимости $w(E) = w_0(E) = 0.016(E/U)^{5/3}$ при $U = 0.1$ эВ. Анализ выражения (8) показывает, что напряжения сжатия σ_r в та-С покрытия уменьшаются с ростом энергии иона в соответствии с экспериментальными данными, если энергия активации составляет величину ~ 0.3 эВ, типичную для активации междоузельных дефектов внедрения. Кроме того, напряжения сжатия уменьшаются с ростом температуры осаждения T_0 .

На рис. 2 приведены энергетические зависимости напряжений сжатия в пленках та-С, возникающих при имплантации ионов C^+ при двух различных температурах подложки T_0 : 300 К и 600 К. Расчеты проводились по формуле (8) при $R/j = 1$, энергия активации принималась равной 0,3 эВ. Константа B выбиралась из условия согласования максимума теоретической кривой с максимумом экспериментальных значений напряжений в та-С при температуре подложки 300 К.

Вычисление температуры $T(t, E, T_0)$ и суммарных напряжений $\sigma(t, E, T_0)$ в ТУП иона позволяет определить начальную локализацию пика на фазовой P, T - диаграмме углерода и его “ P, T - траекторию”. Это, в свою очередь, позволяет исследовать возможность образования та-С в зависимости от энергии иона E и температуры подложки T_0 (см. Рис. 3). Поскольку установившееся остаточное напряжение $\sigma_r(E, T_0)$ уменьшается с увеличением

температуры мишени от 300 до 600 К, точки, соответствующие начальным состояниям в ТУП ионов вместе с их P, T -траекториями, перемещаются из области устойчивости алмаза (конфигурация связи sp^3) в направлении области стабильности графита (конфигурация связи sp^2).

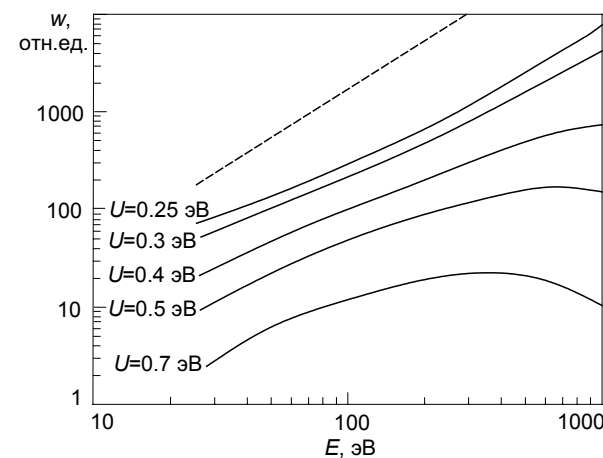


Рис. 1. Число термоактивированных переходов в пике иона C^+ в та-С при различных энергиях активации кинетического процесса.

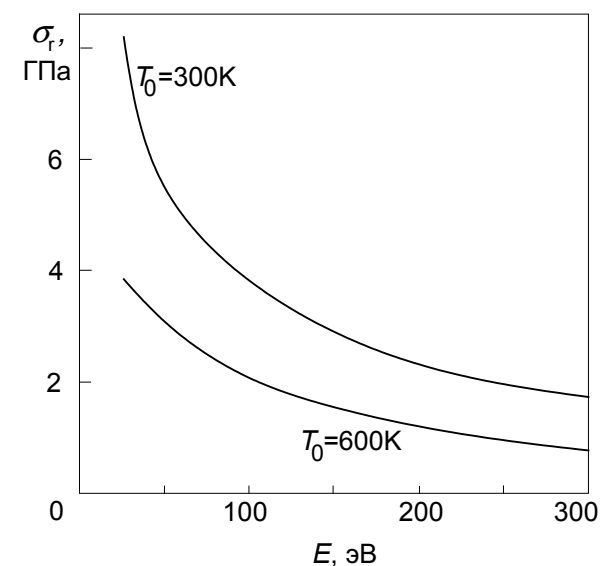


Рис. 2. Сжимающее напряжение в покрытии та-С при осаждении потока ионов C^+ в зависимости от энергии иона при двух различных температурах мишени.

Из рис. 3 видно, что при $T_0 = 300$ К ТУП ионов с энергиями $E < 250$ эВ лежат в области стабильности алмаза (точки 1 — 4). Траектории пиков также лежат в основном в области стабильности алмаза. При таких условиях осаждения в пиках образуются преимущественно sp^3 -связи.

Заключение

В данной работе дано обобщение одномерной теории квазистационарных режимов фильтрационного горения [1,2] на случай двух пространственных переменных с учетом теплотерь через боковую поверхность. Анализ двумерных режимов горения показывает, что, несмотря на газонепроницаемость боковой поверхности, поле течения газа в образце существенно неоднородное. В более выгодном положении для подвода газообразного реагента находятся периферийные области образца, в то время как в центре наблюдается дефицит газа. Следствием этого является немонокотное по сечению распределение глубины превращения твердого реагента с максимумом вблизи боковой поверхности образца. Рассчитанные теоретические профили качественно совпадают с экспериментально наблюдаемыми при горении тантала в азоте [4].

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам при Президенте РФ по поддержке ведущих научных школ (код гранта НШ-5258.2008.3).

Рассматривается двумерная модель фильтрационного горения пористого образца из твердого реагента, все поверхности которого являются газонепроницаемыми за исключением одного торца, через который осуществляется подвод газообразного реагента. Численный анализ двумерных режимов горения с учетом теплотерь через боковую поверхность показывает, что поле течения газа в образце из-за теплотерь существенно неоднородное. В более выгодном положении для подвода газообразного реагента находятся периферийные области образца, в то время как в центре наблюдается дефицит газа. Вследствие этого распределение глубины превращения твердого реагента по сечению образца является немонокотным и имеет максимум вблизи боковой поверхности образца, что качественно соответствует экспериментальным данным по горению порошка тантала в кварцевых трубках.

Ключевые слова: теоретическое моделирование, синтез нитридов, фильтрационное горение.

It is considered two-dimensional model of porous sample filtration combustion of solid agent where all surfaces are gasproof except one butt end which serves as a mean for gaseous agent inputting. Two-dimensional combustion numerical analysis with an allowance for heat losses through lateral surface shows that the gas flow field into the sample isn't essentially one-dimensional because of the heat losses. Peripheral sample areas have the superior position for inputting gaseous agent while gas deficiency exists in the centre.

Keywords: theoretical modeling, nitride synthesis, filtration combustion

1. Алдушин А. П., Мержанов А. Г., Хайкин Б. И. Режимы послойного фильтрационного горения пористых металлов // Доклады АН СССР. — 1974. — **215**, №3. — С. 612-615.
2. Алдушин А. П., Ивлева Т.П., Мержанов А. Г., Хайкин Б. И., Шкадинский К.Г. Распространение фронта горения в пористых металлических образцах при фильтрации окислителя // Процессы горения в химической технологии и металлургии. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1975. — С. 245-252.
3. Питюлин А.Н., Щербаков В.А., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. О закономерностях и механизме послойного фильтрационного горения металлов // Физика горения и взрыва. — 1979. — **15**, № 4. — С. 9-17.
4. А.Н. Питюлин Процессы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с фильтрационным подводом реагирующего газа (на примере системы тантал — азот). Дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1980.
5. Грачев В.В., Ивлева Т.П. Двумерные режимы фильтрационного горения // Физика горения и взрыва. — 1999. — **35**, № 2. — С. 16-22.

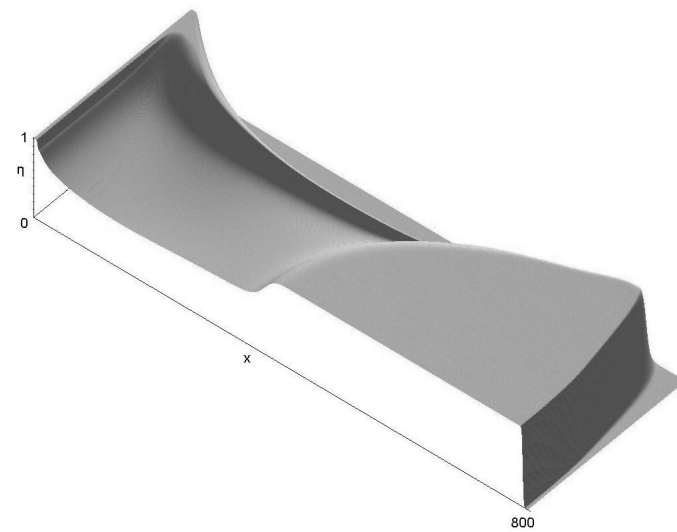


Рис. 4. Профиль глубины превращения после окончания процесса горения.

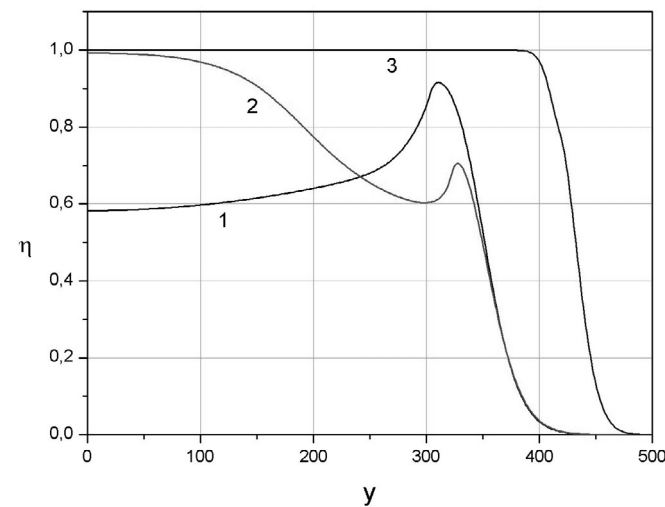


Рис. 5. Профили глубины превращения в поперечных сечениях образца после окончания процесса горения. Значения продольной координаты в соответствующем сечении: 1 — $x=200$; 2 — $x=400$; 3 — $x=600$.

На рис. 4 показан конечный двухмерный профиль глубины превращения после погасания обратной волны и окончания процесса горения, а на рис. 5 приведены соответствующие профили в тех же поперечных сечениях, что и на рис. 3. За фронтом обратной волны достигается полное превращение.

В сечении, куда обратная волна не дошла, профиль практически не изменился. В среднем сечении наблюдается частичная трансформация профиля: на оси достигается почти полное превращение, и далее переход к участку, сохранившемуся после первой волны. Полученные при численных расчетах профили глубины превращения в поперечном сечении за фронтом первой и обратной волны качественно совпадают с экспериментальными профилями [4], построенными по данным химического анализа.

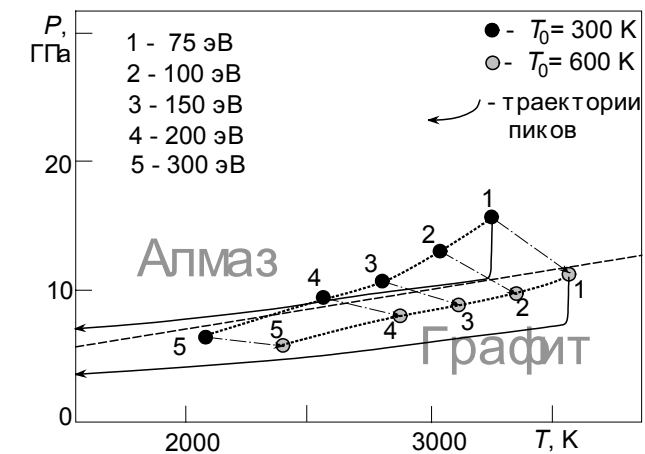


Рис. 3. Расположение термоупругих пиков ионов C^+ на фазовой диаграмме углерода при двух различных температурах осаждения.

При увеличении температуры подложки до величины $T_0 = 600$ K траектории ТУП ионов с энергиями $E > 75$ эВ, включая их начальные локализации, смещаются в область более низкого давления и полностью располагаются в области стабильности графита (точки 1' — 5'). Это дает основание утверждать, что при таких условиях осаждения в пиках образуются преимущественно sp^2 -связи. Сделанные выводы качественно согласуются с результатами экспериментов по осаждению углеродных пленок из потоков ионов C^+ при различных температурах осаждения [6].

Выводы

- Предложена модель, которая даёт правильное описание напряжений сжатия в осаждаемых плёнках при ионном облучении и физически обоснованный выбор величины энергии активации кинетического процесса, ответственного за релаксацию напряжений.
- Получено аналитическое выражение для напряжений сжатия, которое является обобщением формулы Дэвиса [4] и учитывает: 1) конечный объём энерговыделения в пике иона; 2) зависимость теплоёмкости материала мишени от температуры; 3) влияние температуры подложки на величину напряжений сжатия; 4) зависимость фоновых потерь, релаксирующих в температуру ионной подсистемы, от энергии первичного иона.
- Полученные результаты используются для анализа возникающих напряжений в покрытии та-С, полученном осаждением пучка ионов C^+ с энергией E от 25 до 1000 эВ при различных температурах подложки, для объяснения влияния температуры осаждения на соотношение sp^2 - и sp^3 -связей в осаждаемой плёнке. Результаты расчётов качественно согласуются с экспериментальными данными по осаждению углеродных плёнок из потоков ионов C^+ при различных температурах осаждения [2,6].

В модели нелокального термоупругого пика описывается процесс формирования механических напряжений в осаждаемых плёнках при бомбардировке ионами низкой энергии.

Получено аналитическое выражение для напряжений сжатия, которое является обобщением формулы Дэвиса. Результаты теории используются для анализа напряжений в та-С покрытиях, полученных осаждением ионов C^+ с энергией от 25 эВ до 1000 эВ при различных температурах подложки и для объяснения влияния температуры подложки на соотношение между sp^2 и sp^3 состояниями в осаждаемой плёнке. Полученные результаты находятся в качественном согласии с экспериментальными данными по осаждению углеродных плёнок из пучков ионов C^+ при различных температурах подложки.

Ключевые слова: алмазоподобное покрытие, ионное осаждение, механические напряжения, температура подложки. Тепловой пик, термоактивация, релаксация напряжений.

In the model of non-local thermoelastic peak of stress formation in deposited films at low-energy ion bombardment is considered. The analytical expression for compressive stress which is generalization of Davis's formula is obtained. The theoretical results are used for stress analysis in ta-C coatings obtained by deposition of C^+ ions with energy from 25 eV up to 1000 eV at different substrate temperatures and for explanation of influence of substrate temperature on relationship between sp^2 and sp^3 bonds in the deposited film. The results are in qualitative accordance with experimental data on deposition of carbon films from C^+ ion beams at different substrate temperatures.

Keywords: diamondlike coating, ion deposition, stress, substrate temperature, thermal peak, thermoactivation, stress relaxation.

1. McKenzie D.R., Muller D., Pailthorpe B.A. et al. Properties of tetrahedral amorphous carbon prepared by vacuum arc deposition // Diam. Relat. Mater. — 1991.— **1**, No.1— P.51-59.
2. McKenzie D.R., Muller D., Pailthorpe B.A. Compressive-stress-induced formation of thin-film tetrahedral amorphous carbon // Phys. Rev. Lett. — 1991.— **67**, No.6 — P.773-776.
3. Tamor M.A. Applications of diamond films and related materials// Applications of Diamond Films and Related Materials: Third International Conference. — Gaithersburg : NIST Special Publication **885**, 1995.— P. 691-702.
4. Davis C.A. A simple model for the formation of compressive stress in thin films by ion bombardment// Thin Solid Films.— **226**, No 1.— P.30-34.
5. Seitz F., Koehler J.S. Theory of temperature spikes // Solid State Physics: v.2.—N.Y.: Acad. Press, 1956. — P.351-378.
6. Аксёнов И.И., Вакула С.И., Кунченко В.В., Матюшенко Н.Н., Остапенко И.Л., Падалка В.Г., Стрельницкий В.Е. Влияние температуры подложки и энергии ионов углерода на свойства и структуру конденсата // Сверхтвёрдые материалы. — 1980.— №3. — С. 12-16.
7. Калиниченко А.И., Стрельницкий В.Е. Роль термоупругих напряжений в формировании алмазоподобного покрытия при облучении аморфного углерода низкоэнергетическими ионами C^+ // Физ.Хим.Обработки материалов. — 2003.— №2.— С. 2-10.
8. Kalinichenko A.I., Perepelkin S.S., Strel'nitskij V.E. Thermodynamic conditions of ta-C formation at implantation of noble-gas ions in carbon // Diam. Relat. Mater.— 2006. — **15**, № 2-3. — P. 365-370.
9. Калиниченко А.И., Перепёлкин С.С., Стрельницкий В.Е. Эффект нелокального теплового пика низкоэнергетического иона и его влияние на кинетические процессы в твёрдом теле // Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». — 2007.— № 2.— С. 215-219.
10. Ziegler J.F., Biersack J. P., Littmark U. The Stopping and Range of Ions in Solids. — New York: Pergamon Press, 1996. — 297 p.
11. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика.— М.: Наука, 1976. — 567 с.
12. Kalinichenko A.I., Lazurik V.T., Zalyubovsky I.I. Introduction to Radiation Acoustics // The Physics and Technology of Particle and Photon Beams: v. 9. — : Harwood Academic Publishers, 2001. — 239 p.
13. Калиниченко А.И., Перепёлкин С.С., Стрельницкий В.Е. Структурная перестройка углеродной мишени в термоупругих пиках ионов $^{12}C^+$ и $^{40}Ar^+$ низких энергий // Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». — 2005, № 3. — С. 182-184.

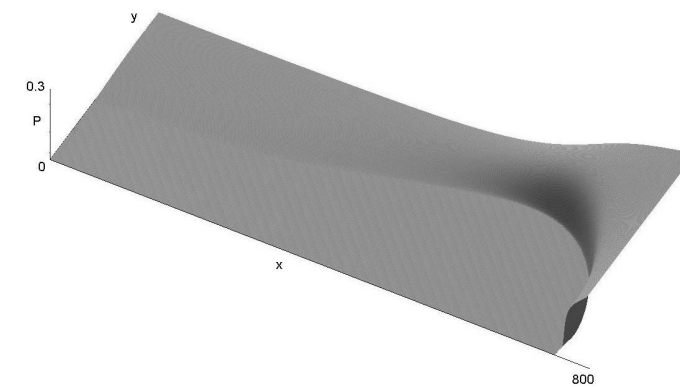


Рис.2. Профиль давления в момент достижения волной горения открытого торца.

На рис.3 приведены профили глубины превращения в поперечных сечениях для трех значений продольной координаты, равных, соответственно, четверти длины, половине длины и три четверти длины. Видно, что чем дальше сечение от открытого конца, тем больше время для распространения поперечной волны, и тем выше максимальное значение глубины превращения. Также видно, что в центре, где теплотери несущественны, глубина превращения во фронте встречной волны возрастает по длине в соответствии с одномерной теорией [1,2].

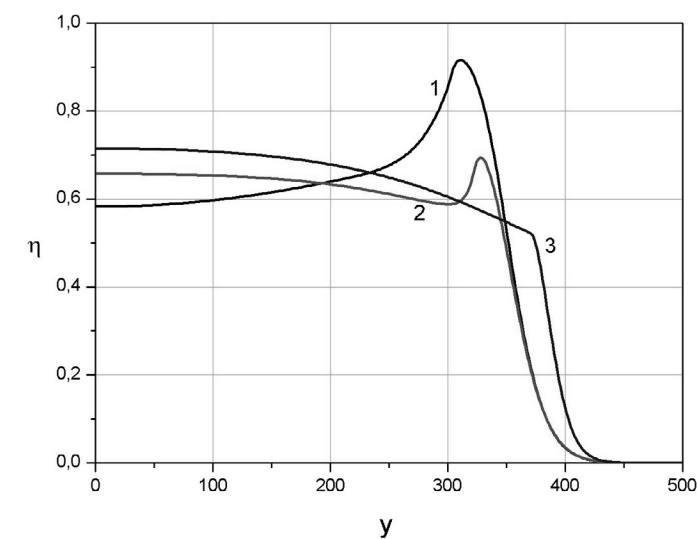


Рис. 3. Профили глубины превращения в поперечных сечениях образца в момент достижения волной горения открытого торца. Значения продольной координаты в соответствующем сечении: 1 — $x=200$; 2 — $x=400$; 3 — $x=600$.

После достижения фронтом горения открытого торца возникает обратная волна за счет непрореагировавшей части твердого компонента, оставшейся после прохождения первой волны горения. В обратной волне достигается полное превращение, по мере удаления от открытого торца скорость распространения обратной волны уменьшается из-за увеличения времени фильтрационного подвода требуемого количества газообразного реагента, и при наличии теплотери эта волна затухает.

Обсуждение результатов

Экспериментальные профили глубины превращения с максимумами наблюдались для режимов горения с неполным превращением твердого реагента. Поэтому значения безразмерных параметров для проведения компьютерных расчетов выбирались таким образом, чтобы после инициирования распространялась волна горения с неполным превращением твердого реагента в зоне реакции из-за дефицита газообразного реагента, поставляемого фильтрационным потоком от открытого торца. Конкретные значения безразмерных параметров для приведенных далее иллюстраций были следующие: $\beta = 0.14$; $\gamma = 0.168$; $\mu = 0.667$; $k_f = 100$; $p_0 = 0.3$; $c = 1$; $l = 800$; $h = 500$; $\alpha = 0.02$.



Рис. 1. Профиль глубины превращения в момент достижения волной горения открытого торца.

На рис. 1 приведен профиль глубины превращения в момент достижения волной горения открытого торца. Наличие теплопотерь приводит к искривлению фронта горения и появлению слоя непрореагировавшего твердого реагента вблизи холодной стенки. На профиле давления (см. рис. 2), соответствующего тому же моменту времени, хорошо видно, что в центре, где температура достаточно высокая, газ потреблен полностью, и давление равно нулю. А вблизи стенки температура низкая, реакция не идет, газ не потребляется и давление отлично от нуля. Из-за разницы давлений газ начинает течь от стенки к центру, где газа нет, но осталось достаточно непрореагировавшего твердого реагента. И как только газ достигает области с достаточно высокой температурой, он вступает в реакцию, что и приводит к появлению максимума на профиле глубины превращения. Профиль давления дает наглядное представление о характере течения газа вдоль стенки и затекания в центральную область. Таким образом, появление максимума на профиле глубины превращения твердого реагента обусловлено поперечным подводом газа. Хотя боковые стенки являются газонепроницаемыми, но наличие теплопотерь приводит к существенно неоднородному полю течения газообразного реагента.

УДК 621.762

А.Ф. Санин, С.А. Божко, Л.Л.Щеглова, Е.Ю. Скачкоборас, И.С.Божко ФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТОГО КАРКАСА ПОРОШКОВЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Досліджено процес отримання матеріалів триботехнічного призначення на основі порошків неіржавіючої сталі X18H15, одержаних гідридно-кальцієвим відновленням. Визначено характеристики вихідних порошків, встановлено вплив гранулометричного складу на ущільнюваність, а також вплив середовища, температури і тривалості спікання на макро- і мікроструктуру пористого матеріалу. Показано, що пористість заготовки близько 46...50 % з діаметром пор від 40 до 50 мкм може бути забезпечена шляхом віброущільнення або пресування порошку сталі із зусиллям не більше 50...75 МПа і спіканням у водні при температурах 1250...1300°С. Коефіцієнт проникності одержаних пористих матеріалів по відношенню до повітря перебуває у межах $(6...10) \cdot 10^{-12} \text{ м}^2$.

Ключові слова: неіржавіюча сталь, пористий каркас, пористість, спікання, коефіцієнт проникності.

Введение

Одной из главных проблем современного машиностроения является повышение надежности и долговечности машин, причиной выхода из строя которых часто является износ подвижных сопряжений и рабочих органов под влиянием сил трения скольжения. Существуют некоторые общие свойства материалов, используемых в подвижных сопряжениях. Это достаточная механическая прочность, хорошая совместимость и технологичность, минимально возможные в данной конструкции коэффициенты трения скольжения и покоя, максимальная износостойкость и другие. Триботехнические свойства сопряжений зависят не только от свойств самого материала, но и от обработки поверхности его контртела, применяемых нагрузок, а также от используемых смазочных материалов [1-3]. Получение антифрикционных материалов с использованием методов порошковой металлургии имеет ряд преимуществ по сравнению с литыми сплавами, а именно: точное регулирование антифрикционных свойств за счет введения различного рода присадок, большую экономию металлов и энергозатрат, сведение к минимуму загрязнения окружающей среды. С использованием комплексного подхода к созданию триботехнических систем разработаны оригинальные материалы для различных условий эксплуатации [4]. Основу материала, которая, как правило, является композиционной, выбирают, исходя из соответствия комплекса ее свойств заданным нагрузочно-скоростным и температурным режимам работы. Наиболее часто основой триботехнических материалов служат железо, медь, титан, порошковые нержавеющие стали [5]. Для снижения потерь на трение в основу вводят компонент твердой смазки, образующей на трущихся поверхностях экранирующие пленки, не взаимодействующие с основой. Для больших удельных нагрузок применяют материалы с микрогетерогенной структурой, состоящей

© Санін Анатолій Федорович, професор кафедри технології виробництва Дніпропетровського національного університету ім. О.Гончара, доктор техн. наук; Божко Сергій Анатолійович, завідувач лабораторією фізики і технології спікання ДНУ, кандидат техн. наук; Щеглова Людмила Леонідівна, старший науковий співробітник лабораторії фізики і технології спікання ДНУ; Скачкоборас Євген Юрійович, аспірант кафедри технології виробництва ДНУ; Божко Ірина Сергіївна, студентка ДНУ.

из пористой металлической матрицы, насыщенной чистым политетрафторэтиленом или с наполнителем.

Пористые проницаемые материалы применяются как при сухом трении, так и со смазкой; работоспособность изделий в агрессивных средах обеспечивается до температур 200-250⁰С, давлениях до 10-15 МПа. Перспективным материалом для деталей узлов трения, работающих в агрессивных средах, при высоких и криогенных температурах, является нержавеющая сталь. Однако проблема использования нержавеющей стали в качестве пористого каркаса с последующей пропиткой соответствующими наполнителями изучена недостаточно.

Цель работы

В течение нескольких лет в Днепропетровском национальном университете проводится исследование процессов получения материалов различного назначения на основе порошков нержавеющей стали, в том числе для деталей узлов трения. В статье представлены некоторые результаты изучения влияния свойств порошков, параметров спекания на структуру и свойства стали X18H15 с целью получения оптимальной пористости, а также температурных интервалов превращений в политетрафторэтилене как материала для пропитки каркаса.

Материал и методы исследований

В исследовании использовался порошок нержавеющей стали X18H15, полученный методом гидридно-кальциевого восстановления, а также (в качестве базы сравнения свойств конечного материала) распыленный порошок. Гранулометрический состав порошков определяли методом ситового анализа в соответствии с ГОСТ 18318-73 на вибросите ВС-2. Насыпную плотность порошка определяли в соответствии с СТ СЭВ-2883-80, текучесть — с ГОСТ 20898-75. Общую пористость оценивали методом гидростатического взвешивания и металлографически, средний размер пор определяли методом количественной металлографии.

Микроструктуру частиц порошка и спеченных материалов, морфологию пор изучали с использованием световой и растровой электронной микроскопии. Фазовые превращения в политетрафторэтилене в интервале температур от 20⁰С до 400⁰С изучены с использованием метода дифференциального термического анализа (DTA) при многократных нагревах и охлаждении. Начальная скорость нагрева составляла 5 К/мин, скорость охлаждения от 400⁰С до 250⁰С — 5 К/мин, дальнейшее охлаждение осуществляли со скоростью 2 К/мин. После охлаждения до комнатной температуры цикл нагрева и охлаждения повторяли.

Результаты и обсуждение

Характеристики пористой структуры (размер пор, проницаемость) находятся в прямой зависимости от технологических характеристик и морфологических особенностей применяемого порошка. Известно, что порошки с частицами сферической формы обладают наиболее низкой формуемостью, а хорошая формуемость порошков с несферическими частицами является одним из их главных преимуществ, позволяющим изготавливать изделия с пористостью 50...60%, а в некоторых случаях и выше, не прибегая ни к каким дополнительным приемам.

Здесь ρ_g, ρ_s, ρ_d — масса газа, твердого реагента и разбавителя в единице объема шихты; C_g, C_s, C_d — теплоемкости газа, твердого реагента и разбавителя; M_g, M_s — молекулярные массы соответствующих реагентов, η — глубина превращения твердого реагента, T — температура; t — время; a — температуропроводность, k_0 — предэкспоненциальный множитель; E — энергия активации; R_1 — универсальная газовая постоянная R , деленная на пористость; Q — теплота реакции; P — давление; k_F — коэффициент фильтрации; v_x, v_y — компоненты скорости фильтрации газа вдоль осей Ox, Oy ; λ — эффективная теплопроводность. Индексом 0 обозначены начальные значения соответствующих величин, а со знаком * — масштабные величины. В качестве масштаба давления P^* выбрано значение, соответствующее стехиометрическому содержанию газообразного реагента в порах образца, т.е. при значении безразмерного начального давления $p_0 = 1$ в порах образца содержится необходимое количество газа для полного превращения твердого реагента. В качестве масштаба температуры T_b выбрана адиабатическая температура горения стехиометрической смеси. При численных расчетах предполагалось, что имеет место реакция первого порядка по глубине превращения и нулевого порядка по давлению:

$$f(\eta) = 1 - \eta, \quad (7)$$

$$g(p) = \begin{cases} 1, & \text{при } p > 0 \\ 0, & \text{при } p = 0 \end{cases}. \quad (8)$$

Распределения температуры, давления и глубины превращения предполагаются симметричными относительно оси x и являются функциями только двух пространственных координат x и y . Граничные условия для уравнений (2), (3) и (5), учитывающие условия инициирования горения и симметрии, можно записать следующим образом:

$$x = 0: \quad \theta = \theta_i (0 < \tau \leq \tau_i), \quad \frac{\partial \theta}{\partial x} = 0 (\tau > \tau_i), \quad \frac{\partial p}{\partial x} = 0, \\ x = l: \quad \theta = \theta_0, \quad p = p_0, \quad (9)$$

$$y = 0: \quad \frac{\partial \theta}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial p}{\partial y} = 0,$$

$$y = h: \quad -\frac{\partial \theta}{\partial y} = \alpha(\theta - \theta_0), \quad \frac{\partial p}{\partial y} = 0$$

где θ_i — температура инициирования горения; τ_i — время действия теплового импульса, θ_0 и p_0 — температура и давление газа в окружающей среде, которые предполагаются постоянными в ходе процесса горения, α — коэффициент теплоотдачи. Начальные условия предполагают равномерное распределение температуры и давления в образце

$$\tau = 0: \quad \theta = \theta_0 \equiv -\frac{1}{\gamma}, \quad p = p_0, \quad \eta = 0. \quad (10)$$

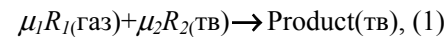
Уравнения (2) — (10) представляют собой замкнутую систему, позволяющую численно рассчитать двумерные профили температуры, давления, глубины превращения и проанализировать зависимость режимов горения от параметров.

ложенных относительно оси образца максимумов глубины превращения свидетельствует о неоднородном характере процесса и диктует необходимость теоретического анализа многомерных режимов горения.

Целью данной работы является обобщение одномерной теории [1] на случай двух пространственных переменных (по длине и по радиусу трубки) с учетом теплотер через боковую поверхность и качественное объяснение экспериментально наблюдаемых профилей глубины превращения.

Постановка задачи

Рассматривается смесь порошков твердого реагента и разбавителя, запрессованная в трубку с газонепроницаемыми стенками. Один из торцов трубки закрыт и используется для инициирования горения, а противоположный торец открыт и сообщается с атмосферой газообразного реагента. Зажигание шихты осуществляется на левом торце образца ($x=0$) кратковременным тепловым импульсом, который инициирует распространение волны горения по направлению оси Ox за счет тепла, выделяющегося при экзотермической реакции газ-твердое с образованием твердого продукта



где μ_1 и μ_2 — стехиометрические коэффициенты.

Для описания процессов тепломассопереноса, происходящих в образце при фильтрационном горении, используется система уравнений, отражающая законы сохранения энергии, массы для твердого и газообразного реагентов, уравнение состояния идеального газа и закон Дарси, описывающий течение газа в пористой среде. В безразмерных переменных двумерная система уравнений принимает вид [5]:

$$\frac{\partial[(1+c\rho+\mu\eta+c_d)\theta]}{\partial\tau} = \frac{\partial^2\theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2\theta}{\partial y^2} - \frac{\partial(c\rho_x\theta)}{\partial x} - \frac{\partial(c\rho_y\theta)}{\partial y} + \frac{c_\mu}{\gamma} \frac{\partial\eta}{\partial\tau} \quad (2)$$

$$\frac{\partial\rho}{\partial\tau} + \frac{\partial(\rho_x)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho_y)}{\partial y} = -\mu \frac{\partial\eta}{\partial\tau} \quad (3)$$

$$\frac{\partial\eta}{\partial\tau} = \gamma f(\eta) g(p) \exp\left(\frac{\theta}{1+\beta\theta}\right), \quad (4)$$

$$v_x = -k_f \frac{\partial p}{\partial x}, \quad v_y = -k_f \frac{\partial p}{\partial y}, \quad (5)$$

$$p = \frac{\alpha(1+\beta\theta)}{\mu(1+\beta\theta)}, \quad (6)$$

где

$$c = \frac{c_g}{c_s}, \quad \rho = \frac{\rho_g}{\rho_0}, \quad \mu = \frac{\mu_1 M_g}{\mu_2 M_s}, \quad \eta = 1 - \frac{\rho_s}{\rho_0}, \quad \theta = \frac{E(T-T_b)}{RT_b^2}, \quad \beta = \frac{RT_b}{E}$$

$$T_b = T_0 + \frac{Q}{c_s c_\mu}, \quad \gamma = \frac{RT_b^2}{E(T_b - T_0)}, \quad \tau = \frac{t}{t_*}, \quad t_* = \frac{\gamma}{k_0} \exp\left(\frac{E}{RT_b}\right), \quad x_*^2 = at_*,$$

$$a = \frac{\lambda}{c_s \rho_{s0}}, \quad x = \frac{X}{x_*}, \quad y = \frac{Y}{x_*}, \quad v_x = \frac{V_x t_*}{x_*}, \quad v_y = \frac{V_y t_*}{x_*}, \quad c_\mu = 1 + \mu c + c_d,$$

$$p = \frac{P}{P_*}, \quad P_* = \frac{\mu}{M_g} \rho_{s0} R_1 T_0, \quad c_d = \frac{c_d \rho_0}{c_s \rho_{s0}}, \quad k_f = \frac{k_F P_*}{a}.$$

Форма частиц порошка стали X18H15 округлая, поверхность частиц губчатая (рис. 1). Указанный порошок характеризуется высоким отношением поверхности частиц к их объему.

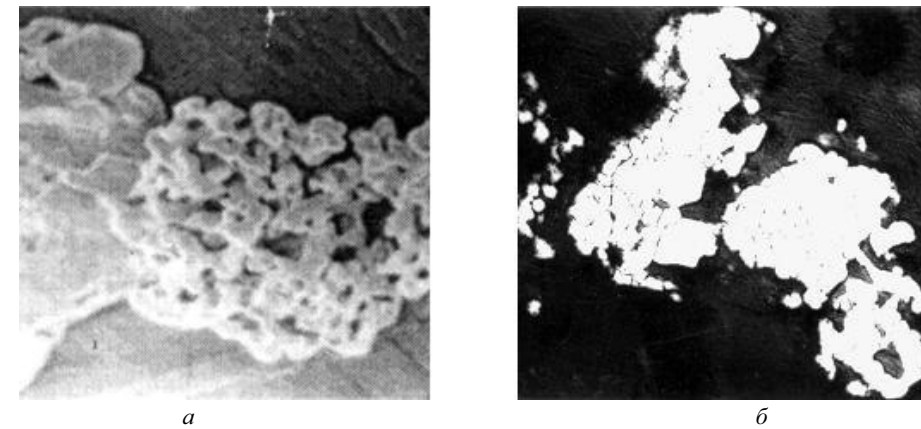


Рис. 1. Микроструктура используемого порошка стали X18H15: а — РЭМ, $\times 600$, б — $\times 400$.

Текущность порошка стали X18H15 составляет 28 с, насыпная плотность — 2580 кг/м^3 . Гранулометрический состав изучаемого порошка приведен в таблице 1. Для изучения влияния фракционного состава порошка на уплотняемость при холодном прессовании перед прессованием проводили рассев порошка стали на фракции + 250 мкм, -200 + 125 мкм; -125 + 50 мкм, -50 мкм.

Таблица 1

Гранулометрический состав порошка нержавеющей стали X18H15.

Размер частиц, мкм	Содержимое фракций, %
+ 200	5
- 200 + 125	10
-125 + 90	30
- 90 + 50	40
- 50	15

Порошок уплотняли в стальной пресс-форме путем утряски, а также прессовали с различным усилием. Для повышения формуемости в порошок добавляли в качестве связующего 10%-водный раствор поливинилового спирта. Результаты определения плотности прессовок из порошка разных фракций в зависимости от усилия прессования представлены на рис. 2. Можно сделать вывод, что в результате утряски порошка или прессования с небольшими усилиями 50...75 МПа общая пористость составляет 50 %. Такие значения пористости позволяют получить пористый каркас и проводить последующую его пропитку.

Спекание пористых изделий из порошков хромоникелевых сталей осложнено присутствием в поверхностных слоях трудновосстановимых оксидных пленок, фаз шпинельного типа. Эти соединения изолируют порошковые частицы и затрудняют диффузионные процессы при спекании. Заготовки из порошков хромоникелевых сталей обычно спекают в вакууме или в водороде с высокой степенью очистки с целью восстановления кислородсодержа-

ших соединений и предотвращения их образования при спекании, а также с целью обеспечения металлического контакта между частицами [6]. В данной работе для определения оптимального режима спекания пористого каркаса проводили сравнительные исследования по спеканию спрессованных заготовок и заготовок, полученных виброуплотнением, в вакууме с остаточным давлением 0,013 Па и в водороде с точкой росы — 20⁰С при температурах 1200, 1250 и 1300⁰С. Длительность изотермической выдержки при спекании изменяли от 1 до 4 ч. Анализ результатов показывает, что после вакуумного спекания усадка происходит уже при 1200⁰С, вместе с тем наблюдается изменение формы заготовок. Коробление происходит вследствие низкой теплопроводности высокопористой заготовки, то есть при радиационном нагреве приповерхностные слои нагреваются гораздо быстрее, чем внутренние.

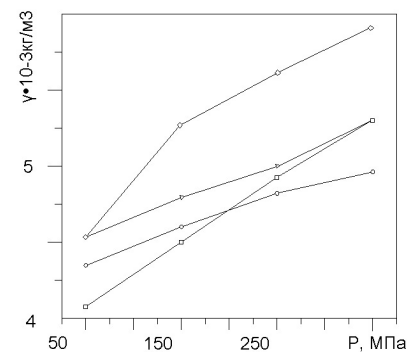


Рис. 2 Уплотняемость стали X18H15 при прессовании. □ — фракция -50 мкм; ○ — 125 + 50 мкм; Δ — 200 + 125 мкм; ◇ — 250 мкм.

Спекание прессовок в водороде сопровождается равномерным их прогревом, скорость диффузионных процессов одинакова во всем объеме. При этом коробление спеченных заготовок не наблюдается. Усадка заготовок отсутствует после спекания при температуре 1200⁰С и незначительна (менее 1%) при температурах спекания 1250⁰С и 1300⁰С и длительности менее 3 часов. Повышение температуры спекания от 1200⁰С до 1300⁰С благоприятно влияет на физико-механические свойства деталей. Длительность спекания 1 час недостаточна для получения удовлетворительных механических свойств, так как образовавшиеся металлические контакты между частицами довольно слабые. Увеличение длительности спекания до 2 часов приводит к образованию устойчивых металлических контактов и к удовлетворительным механическим характеристикам. В качестве оптимального режима спекания на основании проведенных исследований определено спекание в водородной среде в интервале температур 1250 — 1300⁰С. Длительность спекания составляет 2 часа. На порошках стали X18H15 фракций +250, -200 + 125, -125 — +50 мкм после прессования с усилием 100 МПа и спекания в режиме 1250⁰С, 2 ч. средний размер пор, который составил 53, 40 и 35 мкм соответственно, определяли методом количественной металлографии. Таким образом, требуемая пористость обеспечивается при использовании порошка стали X18H15, размер частиц которого находится в пределах от 125 до 200 мкм. Структура детали, изготовленной из порошка указанного гранулометрического состава, приведена на рис. 3.

УДК 621.002.3:669.018.9

В.В.Грачев, Р.В.Соловьев

ДВУХМЕРНАЯ МОДЕЛЬ СИНТЕЗА НИТРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ: ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОПOTЕРЬ

Розглядається двовимірна модель фільтраційного горіння пористого зразка з твердого реагенту, усі поверхні якого газонепроникні за винятком одного торця, через який здійснюється підведення газоподібного реагенту. Числовий аналіз двовимірних режимів згорання з урахуванням тепловтрат через бічну поверхню показує, що поле течії газу в зразку через тепловтрати істотно неоднорідне. У вигіднішому становищі для підведення газоподібного реагенту перебувають периферійні області зразка, у той час як у центрі спостерігається дефіцит газу. У наслідок цього розподіл глибини перетворення твердого реагенту по перетину зразка є немонотонним і має максимум поблизу бічної поверхні зразка, що якісно відповідає експериментальним даним горіння порошку тантала у кварцових трубках.

Ключові слова: теоретичне моделювання, синтез нитридів, фільтраційне горіння.

Передовые керамические материалы на основе нитридов бора, кремния и алюминия, обладая целым рядом ценных эксплуатационных свойств, находят широкое применение в различных областях техники. Одним из перспективных методов получения нитридных материалов является их синтез в режиме горения порошков соответствующего элемента (B, Si, Al, Ta и др.) под давлением газообразного азота. В механизме горения таких систем важную роль играет процесс фильтрации газообразного реагента через пористое вещество к фронту реакции. Развитие современной макрокинетической теории фильтрационного горения было начато в работе [1], в которой моделировалось распространение фронта экзотермической химической реакции газ–твердое с образованием твердофазных продуктов. Предполагалось, что все поверхности пористого образца из твердого реагента являются газонепроницаемыми, за исключением одного торца. Иницирование реакции осуществляется на противоположном торце, и фронт горения движется по направлению к открытому торцу. Из-за потребления газа в зоне реакции возникает градиент давления, который управляет естественной фильтрацией газообразного окислителя через пористое вещество к фронту горения.

Решение задачи в [1] искалось в рамках одномерной модели в предположении низких начальных давлений газа по сравнению со стехиометрическим давлением. Было показано, что возможны два режима горения: с полным и неполным превращением твердого реагента. Был получен критерий, определяющий режим горения. В [2] результаты приближенного аналитического анализа подтверждены численными расчетами на ЭВМ. Экспериментальная проверка теоретических выводов была выполнена в [3,4] на примере горения в азоте порошка тантала, запрессованного в кварцевые трубки. Экспериментально измеренные профили глубины превращения по длине трубки [3] качественно соответствовали одномерной теории [1]. На профилях глубины превращения в поперечном сечении экспериментально были обнаружены максимумы вблизи стенок трубок [4]. Появление симметрично распо-

Грачев Владимир Викторович, Соловьев Роман Викторович, сотрудники Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия.

Ключевые слова: *нержавеющая сталь, пористый каркас, пористость, спекание, коэффициент проницаемости.*

The process of tribotechnical materials production on the basis of PM stainless steel X18H15 produced from hydride-calcium reduced powders is investigated. Characteristics of initial powders, influence of a granulometric composition on compressibility, influence of medium, temperature and duration of sintering on macro- and a microstructure of a porous material were determined. It is shown that porosity of initial bar about 46-50 % with pore diameters from 40 up to 50 μm can be provided used vibrocompactions or pressing of a steel powders under pressure of 50...75 MPa and sintering in hydrogen at temperatures 1250...1300°C. The permeability coefficient of a produced porous materials relative to air is in limits $(6...10) \cdot 10^{12} \text{ m}^2$.

Keywords: *Stainless steel, porous carcase, porosity, sintering, permeability coefficient*

1. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. — К.: Наук. думка, 1980. — 404 с.
2. Шевчук Ю.В., Роик Т.А., Варченко В.Т. Композиционные антифрикционные материалы // Порошковая металлургия, 2007, № 7/8. — С. 115-119.
3. Патент №2048269 Россия, 6 В 22 F 3/26 Способ изготовления самосмазывающегося металлофторопластового подшипника скольжения / Иваненко В.В.- Оpubл. 20.11.95.
4. Косторнов А.Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов: в 2 т. Т.1. — К.: Наук. думка, 2002. — 568 с.
5. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. Карпиноса Д.М. — К.: Наук. думка, 1985. — 482 с.
6. Пористые проницаемые материалы. Справочник / Под ред. Белова С.В. — М.: Металлургия, 1987. — 467 с.
7. Перепечко И.И. Свойства полимеров при низких температурах. — М.: Химия, 1977. — 198 с.
8. Панин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С. Фторопласты. — Л.: Химия, 1978. — 232 с.
9. Бартев Г.М., Френкель С.Я. Физика полимеров. — Л.: Химия, 1990. — 432 с.
10. Крючков, Ю.Н. Определение параметров пористой структуры и проницаемости порошковых материалов // Теоретические основы химической технологии. — 1998. Т.32, №5. — С. 515.
11. Санин А.Ф., Божко С.А., Хуторный В.В. Исследование процессов газовой проницаемости композиционных покрытий спускаемых аппаратов // Вісник МСУ. Серія: "Технічні науки". — 2008. — Т.11, №1. — С. 3 — 6.

Принимая во внимание задачи данной работы, представляется перспективным использовать в качестве наполнителя политетрафторэтилен (ПТФЭ), который имеет низкий коэффициент трения, что обусловлено наличием в ПТФЭ полностью фторированной оболочки при твердой цилиндрической конформации, которая содействует слабому межмолекулярному взаимодействию и низкой адгезии. Коэффициент трения ПТФЭ по стали не превышает 0,05. При этом значение коэффициента трения слабо изменяется в широком интервале температур вплоть до температуры плавления ПТФЭ и снижается при увеличении нагрузки на сопрягаемые детали. Высокие триботехнические свойства ПТФЭ сохраняет и при отрицательных температурах, вплоть до — 269°C [7, 8].

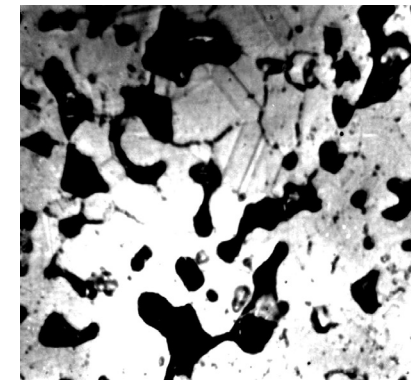


Рис. 3. Микроструктура стали X18H15 после спекания (фракция — 200 + 125 мкм), $\times 150$.

При обычных температурах ПТФЭ находится в твердом состоянии. Поэтому вводить его в пористый каркас можно пропиткой суспензиями дисперсного порошка ПТФЭ в воде, органических растворителях или расплавом. Смачиваемость ПТФЭ водой или органическими растворами низкая, критичное поверхностное натяжение согласно [8] составляет 18,5 мН/м. Но при выдержке более 20 ч. смачиваемость резко возрастает. Температура плавления ПТФЭ зависит от степени его кристалличности [8, 9], а, значит, и от условий его получения. Снижение степени кристалличности обуславливает увеличение температуры плавления, а также повышение вязкости расплава при одинаковых температурах.

В исследовании использовался ПТФЭ, полученный методом эмульсионной полимеризации. На рис. 4 представлены ДТА-кривые превращений при нагревании (кривая 1) и охлаждении (кривая 2) в порошке ПТФЭ в интервале температур от 20°C до 400°C непосредственно после полимеризации.

Анализ результатов позволяет сделать следующие выводы. При нагревании порошка после полимеризации без дополнительной термической обработки наблюдаются две области фазовых переходов. Первый из них в интервале температур 90...110°C связан с протеканием явлений стеклования структуры. При температуре 290°C начинается плавление ПТФЭ, максимальная скорость превращения наблюдается при 305°C. Отверждение при охлаждении начинается уже при 285...290°C, при дальнейшем охлаждении до комнатной температуры фазовые превращения отсутствуют.

При повторном нагревании ПТФЭ в интервале низких температур превращения отсутствуют. Температура начала плавления повышается прибли-

зительно на 35⁰С по сравнению с температурой плавления материала без предварительной термической обработки. Необходимо отметить также снижение энергетического эффекта превращения, который оценивается по площади пика DTA-кривой, соответствующего плавлению.

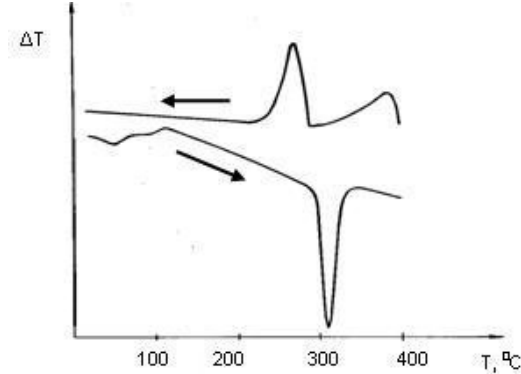


Рис. 4. Дифференциальные термические кривые нагрева (верхняя) и охлаждения (нижняя) ПТФЭ.

Наблюдаемые особенности можно объяснить изменением степени кристалличности ПТФЭ. После эмульсионной полимеризации степень кристалличности составляет от 95 до 98 %. Но после термической обработки, которая состоит в нагревании до температуры выше температуры плавления и медленном охлаждении, содержание кристаллической фазы резко снижается до уровня около 50%. Плавление ПТФЭ с меньшим показателем кристаллической фазы обуславливает меньший общий энергетический эффект превращения.

Таблица 2

Результаты испытаний структурно-гидравлических характеристик пористых каркасов.

№, г/п	Материал	Метод изготовления	Расход воздуха при Р=100 мм Н ₂ О	Коэф. проницаемости, К×10 ⁻¹² (м ²)	Диаметр пор (мкм), D _{ср}
1	образцовый KREBSOGE	-	6,05	8,40	45,0
2	Нержавеющая сталь X18H15	Прессование, Р = 200 МПа, спекание в водороде 1250 °С, 2 ч.	3,90	5,24	40,7
3	- « -	Прессование, Р = 50 МПа, спекание в водороде 1250 °С, 2 ч.	5,50	7,44	42,7
4	- « -	- « -	4,65	6,23	36,0
5	- « -	Виброуплотнение в пресс-форме, спекание в водороде 1250 °С, 2 ч.	6,85	10,05	51,0
6	- « -	- « -	7,70	9,29	-

Для обеспечения высокой работоспособности антифрикционного материала на основе пористого каркаса необходимо, чтобы заполнение поровых каналов наполнителем осуществлялось на максимально возможную глубину при высокой равномерности его распределения в объеме заготовки. Проник-

новение расплава, раствора или суспензии ПТФЭ в пористую заготовку осуществляется в соответствии с механизмом капиллярного взаимодействия. При этом глубина проникновения зависит как от свойств жидкого компонента, так и от свойств пористого тела, а именно его проницаемости.

С целью определения соответствия свойств полученных деталей уровню, который достигнут ведущими производителями порошковых пористых изделий, проведены в соответствии с методикой [10, 11] испытания структурно-гидравлических характеристик исследуемого материала и деталей производства фирмы «KREBSOGE», изготовленных из распыленного порошка нержавеющей стали аналогичного химического состава. Результаты испытаний представленные в таблице 2.

В результате проведенных испытаний установлено, что детали, изготовленные путем свободной засыпки порошка или виброуплотнения, прессования в пресс-форме и дальнейшего спекания, отвечают образцовой детали фирмы «KREBSOGE».

Несмотря на то, что деталь фирмы «KREBSOGE» изготовлена из распыленного порошка нержавеющей стали с гладкой поверхностью частиц, по исследованной технологии получен высший коэффициент проницаемости из порошка нержавеющей стали X18H15 с губчатой рыхлой поверхностью.

Выводы

Таким образом, общая пористость прессовки из порошка нержавеющей стали около 46-50 % может быть получена путем виброуплотнения порошка или прессованием с усилием не более 50...75 МПа.

В качестве оптимального режима спекания, при котором практически отсутствуют усадка и коробление заготовки, может быть рекомендовано спекание в водородной среде в интервале температур 1250...1300⁰С, длительность спекания составляет 2 ч.

Требуемая для последующей пропитки пористость около 50 % обеспечивается использованием порошка стали X18H15, размер частиц которого находится в пределах от 125 до 200 мкм.

Температура плавления ПТФЭ без предварительной термической обработки составляет 290⁰С. Повышение температуры плавления на 35⁰С после термической обработки объясняется уменьшением степени кристалличности структуры материала.

Детали, изготовленные путем свободной засыпки порошка или виброуплотнения, прессования с усилием не более 50...75 МПа и дальнейшего спекания, имеют коэффициент проницаемости относительно воздуха в пределах (6 -10) × 10⁻¹² м².

Исследован процесс получения материалов триботехнического назначения на основе порошков нержавеющей стали X18H15, полученных гидридно-кальциевым восстановлением. Определены характеристики исходных порошков, установлено влияние гранулометрического состава на уплотняемость, влияние среды, а также температуры и длительности спекания на макро- и микроструктуру пористого материала. Показано, что пористость заготовки около 46-50 % с диаметром пор от 40 до 50 мкм может быть обеспечена путем виброуплотнения или прессования порошка стали с усилием не более 50...75 МПа и спекания в водороде при температурах 1250-1300⁰С. Коэффициент проницаемости полученных пористых заготовок относительно воздуха находится в пределах (6 — 10) × 10⁻¹² м².