

Вісник українського
матеріалознавчого
товариства

Випуск п'ятий
2012 рік
Київ

Вісник українського
матеріалознавчого
товариства

Випуск п'ятий

Київ
2012

УКРАЇНСЬКЕ МАТЕРІАЛОЗНАВЧЕ ТОВАРИСТВО
“Вісник” УМТ
1 (5) 2012 **Науково-технічний**
ВЕРЕСЕНЬ **КИЇВ** **журнал**
Заснований в 2008 році

Головний редактор
B. B. Скороход

Заст. головного редактора
Л. И. Чернишев

Редакційна колегія: *І. І. Білан, О. Д. Васильєв, В. Д. Рудь, П. І. Лобода, О. М. Сизоненко, Л. А. Рабічева, Ю. Ф. Терновий*

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

Засновник:

Матеріали до друку підготували
Т. П. Пірнач

Комп'ютерний набір *Т. П. Пірнач, О. А. Рокицька*

Художник
Л. Суркова

Підписано до друку 31.10.2011. Формат 70 × 108/16. Друк офсетний. Ум. друк. 6,12 арк. Обл.-вид. арк. 10,33. Тираж 200 прим. Заказ 112-12.

Зміст

I. Хроніка

Керівники регіональних осередків УМТ	4
Звіт про діяльність Українського матеріалознавчого товариства в 2012 році	7

II. Результати наукових досліджень

<i>В. И. Шаповалов, А. С. Высоцкий</i> Газоармированные гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания	9
<i>Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. А. Костин, О. Л. Миходуй</i> Особенности деформирования алюминиевого сплава АМГ6 при электродинамических воздействиях	16
<i>Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, Т. Г. Соломийчук, О. Л. Миходуй, А. В. Черкашин</i> Изменения структуры алюминиевого сплава АМГ6 в зоне электродинамических воздействий	30
<i>О. Б. Згалат-Лозинський, Л. В. Соляник, А. В. Рагуля</i> Нанокераміка на основі нітриду кремнію: розробка нового покоління ріжучого інструменту	43
<i>А. И. Райченко, О. Н. Сизоненко, А. В. Деревянко, В. Г. Колесниченко, Е. Г. Григорьев</i> Анализ изменения состояния порошковых композиций при электроразрядном воздействии (Обзор)	49
<i>Ю. И. Коваленко, П. В. Петльований, М. П. Рудь, Г. В. Канащевич</i> Тест на змочування поверхні скла після електронно-променевої мікрообробки	57
<i>Ю. Г. Безымяный, Д. В. Галаненко, К. А. Комаров, О. В. Талько</i> Использование метода акустической эмиссии для исследования усталости материалов в процессе высокоскоростного циклического деформирования	63
<i>В. Г. Ткаченко, Я. В. Зауличный, А. И. Кондрашев, А. Н. Малка, А. А. Абрамов</i> Исследование электронной структуры сплавов магния и алюминия методом рентгеновской эмиссионной спектроскопии	72
<i>А. А. Хрипливый, И. Н. Максимчук, В. Г. Ткаченко, В. В. Фризель, Р. Н. Рыжов, В. Д. Кузнецов, П. Ю. Сидоренко</i> Закономерности неравновесной кристаллизации при электрогоидроимпульсной и магнитоимпульсной обработках промышленного силумина АК7.	78
<i>В. Ф. Зінченко, І. Р. Магунов, В. П. Антонович, О. В. Мозкова, Г. І. Кочерба, О. С. Мазур</i> Розробка і властивості халькогенідних матеріалів для інтерференційної оптики, що функціонує в екстремальних умовах	89
<i>Ю. И. Евдокименко, В. М. Кисель</i> Горелки для высокоскоростного газопламенного напыления: энергетическая эффективность схем и конструктивных решений	99

III. Науково-організаційна діяльність

<i>Д. А. Левина, Л. И. Чернышев, И. И. Белан</i> К вопросу о развитии перспективных материалов в XXI веке	116
V. Оголошення, реклама	

I. ХРОНІКА

Керівники регіональних осередків УМТ

№ п/п	Назва місцевого осе- редку 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 уні- верситет, м. Вінниця, тел.:(067)589-71-15 e-mail: vaogorodni- kov@ukr.net
2	Волинський місцевий осередок	Рудь Віктор Дмитрович	Інститут інженерних та ін- формаційних технологій при Державному технічному університеті, м. Луцьк, тел.:(0332)62-519, 94-816 e-mail: vikdmrud@ukr.net
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 Украї- ни, м. Донецьк, тел.:(062)311-11-21 факс:(062)337-75-13 e-mail: lsmet@fti.dn.ua
5	Житомирський міський осередок	Гутніченко Олександр Анатолійович	Технічний університет, м. Житомир, моб.:8-067-175-77-66 e-mail: o_gutnichenko@ukr.net
6	Запорізький місцевий осередок	Спектор Яков Ісаакович	Український науково- дослідний інститут спеціа- льних сталей, сплавів і феро- сплавів, м. Запоріжжя, тел.:(0612)334-035, 396-661 факс:(0612)331-136, 336-060 e-mail: yaispector@mail.ru
7	Київський міський місцевий осередок	Рафал Олександр Наумович	Інститут проблем матеріало- зnavства 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

1	2	3	4
8	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; volfman@pmplant.com
9	Кіровоградський місцевий осередок	Кропівний Володимир Миколайович	Національний технічний університет, м. Кіровоград тел.(0522)559-722 e-mail: kntu@infocom.kr.ua
10	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
11	Луганський місцевий осередок	Рябічева Людмила Олександровна	Східноукраїнський національний університет ім. В. Даля, м. Луганськ тел.:(0642)500-728, 417-412 факс:(0642)413-160 e-mail: material@snu.edu.ua
12	Львівський місцевий осередок	Кунтий Орест Іванович	Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів тел.:(032)258-27-21 моб. 096-42-681-28 e-mail: kunty@polynet.lviv.ua
13	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
14	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
15	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

1	2	3	4
16	Харківський місцевий осередок	Лотоцька Вікторія Олександровна	Фізико-технічний інститут низьких температур НАН України, м. Харків тел.: (057)341-09-51 e-mail: lototskaya@ilt.kharkov.ua
17	Полтавський місцевий осередок	Марончук Ігор Євгенович	Університет економіки, інформаційних технологій та управління, м. Кременчук, тел.: (066)815-26-84 e-mail: nanotecsv@gmail.com
18	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
19	Чернівецький місцевий осередок	Лавська Людмила Петрівна	Інститут термоелектрики НАН України, м. Чернівці тел.: (03722)75-860 факс: (03722)41-917 e-mail: lavskaya@mail.ru
20	Чернігівський місцевий осередок	Старчак Валентина Георгіївна	Державний педагогічний університет, м. Чернігів тел.: (04622)307-64 факс: (04622)241-369 e-mail: mech@stu.cn.ua; Цибуля Сергій Дмитрович e-mail: STCIBULA@yandex.ru

ЗВІТ

ПРО ДІЯЛЬНІСТЬ УКРАЇНСЬКОГО МАТЕРІАЛОЗНАВЧОГО ТОВАРИСТВА В 2012 РОЦІ

Наш журнал планується до видання в середині 2012 року. Ось чому звіт про діяльність УМТ буде представлено в журналі з урахуванням 2011–2012 років.

Значно поширився склад учасників нашого товариства в 2012 р. В порівнянні з 2011 роком їх кількість зросла майже в 1,5 рази — з 95 членів товариства до 149.

Так, членами товариства є представники багатьох організацій, в тому числі, академічних інститутів — Проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича, електрозварювання ім. Є. О. Патона, надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля, сцинтиляційних матеріалів, фізико-хімічного ім. О.В.Богатського, Донецького фізико-технічного низьких температур ім. Б. І. Веркіна, а також учебних закладів — Кіровоградського національного технічного університету, Житомирського державного технологічного університету, національного університету кораблебудування, академії залізничного транспорту, національного медичного університету, Луцького національного технічного університету, НТУУ «КПІ», Черкаського державного технологічного університету, Київського національного університету ім. Т. Г. Шевченка, Івано-Франківського державного технічного університету, Кіровоградського університету економіки, інформаційних технологій і управління, Східно-українського університету ім. В. Даля. Крім того, членами УМТ є представники підприємств — ДП ДНТЦ «Порошкова металургія», ДП НВКТ «Зоря-Машпром» та деяких інших.

Одним з основних видів діяльності УМТ є організація та проведення конференцій в галузі матеріалознавства.

В 2012 році було проведено Самсонівську конференцію «Матеріалознавство тугоплавких сполук», планується проведення традиційної, вже сьомої, конференції «Матеріали та покриття в екстремальних умовах» та конференції «Порошкова металургія: сьогодні та завтра», присвяченої 60-річчю Інституту проблем матеріалознавства. УМТ також прийматиме участь в проведенні традиційного для нас Симпозіуму «Композиційні матеріали» осінньої сесії E-MRS в Варшаві (Польща).

В 2012 році за рішенням бюро УМТ за визначний внесок в розвиток матеріалознавства пам'ятою нагородою ім. Г. В. Самсонова були нагороджені

— директор інституту надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля академік НАН України Микола Васильович Новіков (Київ, Україна);

— директор інституту металургії та матеріалознавства Георгій Фердинандович Тавадзе (Тбілісі, Грузія);

— керівник Українського керамічного товариства професор Галина Дмитрівна Семченко (Харків, Україна);

— керівник матеріалознавчого товариства «Сербія – MRS» професор Д.Ускокович (Белград, Сербія).

Підготовлено до видання п'ятий випуск журналу «Вісник Українського матеріалознавчого товариства» за наявності 12 наукових робіт. Ми ще раз нагадуємо членам УМТ, що за рішенням Міністру України журнал «Вісник Українського матеріалознавчого товариства» є фаховим виданням. Запрошуємо членів товариства до публікацій в наступному році!

Важливим напрямом діяльності УМТ є створення на його основі Української національної технологічної платформи. Така форма співробітництва між вченими та представниками бізнесу поширюється в країнах-членах Євросоюзу як одна з перспективних форм фінансування європейської науки. В Україні таке співробітництво між вченими та бізнесменами планується на основі Київської торгово-промислової палати. Для проведення підготовчої роботи організаціям НАН України було направлено роз'яснювального листа з закликом до організації Української національної технологічної платформи (УНТП) «Нові перспективні матеріали та їх виробництво в Україні». Отримано декілька пропозицій щодо створення УНТП. В подальшому планується вихід на організацію Української платформи з урахуванням вимог європейських партнерів.

*Л. І. Чернишев,
виконавчий директор УМТ*

II. Результати наукових досліджень

УДК 539.431+620.178.32

В. И. Шаповалов, А. С. Высоцкий

ГАЗОАРМИРОВАННЫЕ ГИЛЬЗЫ ЦИЛИНДРОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Зростаючі потреби до екологічності, паливної економічності, надійності та витривалості порошкових ДВЗ визначають режими роботи їх вузлів тертя, що викликає до необхідності створення більш досконалих трібоматеріалів. Одним з таких є використання “газом армованих” композиційних матеріалів “газарів” для виготовлення гільз циліндрів ДВЗ. Дослідження показали, що їх використання значно підвищує тривалість та надійність системи “гільза–поршневі кільця–поршень”. Ця технологія є конкурентоздатна в порівнянні з традиційною в масовому виробництві. Використання анізотропних пористих газоармованих матеріалів в двигуні в цілому відкриває унікальні можливості для покращання традиційних технологій.

Ключові слова: новітня технологія “газарів”, трибо технічні матеріали, двигуни внутрішнього згоряння.

Вступ

Материалы деталей пар трения двигателей внутреннего сгорания (ДВС) должны обладать обширным комплексом служебных свойств, и, прежде всего, оптимальными прочностью, теплопроводностью, определяемых условиями смазывания, нагружения и т. п. В двигателестроении обеспечение постоянно ужесточающихся требований к свойствам материалов достигается оптимизацией легирования, режимов термической и химико-термической обработок, созданием упрочненных рабочих слоев с соответствующими физико-химическими свойствами и т. п. Однако возможности “классических” конструкционных материалов неграничны... . Поэтому серьезный практический интерес представляет разработка технологий получения новых материалов и изделий. Газары (газом армированные материалы) – новый класс пористых анизотропных композиционных материалов с матрицей, практически соответствует известному в триботехнике понятию “идеальное пористое тело”. Уникальность пористой матрицы этих композитов определяет их возможное использование в триботехнике в качестве самосмазывающихся материалов, в том числе, для высоконагруженных узлов трения, поскольку прочность газаров с прочностью 30–40% не меньше прочности монолитных аналогов. Газартех-

© Шаповалов В. І., докт. техн. наук, професор, головний металовед Materials and Electrochemical Research Corporation, Tucson, Arizona 85706 (США), Висоцький А. С., канд. техн. наук, доцент кафедри “Матеріалознавство та ливарне виробництво”, Кіровоградський Національний технічний університет, м. Кіровоград

нологии, основанные в результате открытия украинских ученых в области взаимодействия металлов и сплавов с водородом при кристаллизации, успешно развиваются в ряде стран, прежде всего в США. Они представляют возможный интерес к организации совместных межгосударственных разработок.

Авторы газаров — газом армированных анизотропных пористых композиционных материалов акцентируют внимание на том, что газары в качестве конструкционных либо функциональных материалов применимы там, где использование пористых материалов, полученных иными технологиями, нерационально либо невозможно [1, 2]. Часто это обстоятельство делает трудновыполнимыми важные функции, в частности, трибологических объектов.

Так, моторостроители констатируют конструктивную сложность организации качественного смазывания поверхности трения трибопары поршень-цилиндр в процессе работы ДВС. Смазывание этих поверхностей “масляным туманом” из картера двигателя чревато повышенным износом при холодных пусках, катастрофическим износом либо заклиниванием в результате аварийной потери смазки и т. п. Очевидно, речь идет о случаях работы трибопары в условиях граничного трения.

Анизотропная пористая матрица газаров с цилиндрическими порами, нормальными к поверхности трения цилиндр-кольцо практически аналогична известному в триботехнике “идеальному пористому телу” [3].

Современное развитие газартехнологий может обеспечить изготовление самосмазывающихся в процессе всего срока эксплуатации гильз цилиндров ДВС [4].

Весьма перспективно использовать для их изготовления плазменно-сканирующий способ получения газаров. Этим способом можно получать пористый слой поверхности трения, сохраняя посадочную часть гильзы монолитной. Такая гильза будет иметь намного более высокую прочность, чем полностью пористая.

Следует особо остановиться на этом совершенно новом способе получения пористых покрытий и объемных изделий из газаров, разработанном в США сравнительно недавно [5, 6]. Способ основан на том, что ионизация водорода резко повышает скорость насыщения металла и увеличивает его концентрацию до газо-эвтектической точки даже без применения высокого давления. Такая ионизация происходит в плазменном потоке при температуре 4000–5000 °С. Ранее плазменно-дуговой нагрев для получения газаров (без сканирования) был предложен в Украине [7].

Используя возможность контролируемого сканирования плазменной горелки, этим методом можно получать пористые покрытия на монолитных изделиях, расплавляя только поверхностный слой материала (рис. 1). Водород или другой активный газ подаются в зону горения дуги, газ ионизируется и быстро насыщает небольшой объем расплавленного металла. Затем при затвердевании происходит газо-эвтектическая реакция и в поверхностном слое формируется структура газара (рис. 2). Можно также использовать вместо плазмотрона лазер, но этот вариант несколько дороже, хотя и имеет свои преимущества. Таким способом можно получать поры, закрытые с поверхности, либо поры, выходящие на поверхность (рис. 3, 4).

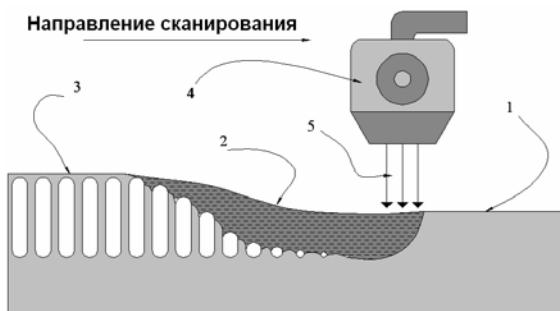


Рис. 1. Общая схема получения пористых покрытий на монолитных изделиях путем сканирования пучком высокотемпературной плазмы: 1 — базовый материал (изделие); 2 — расплав; 3 — пористое покрытие; 4 — плазмотрон; 5 — плазменный пучок, содержащий активный газ (водород)

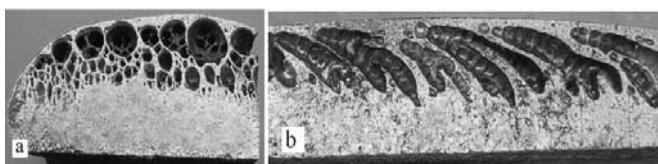


Рис. 2. Разные типы структуры пористых покрытий с монолитной корочкой (диаметр пор 0,5–1,5 мм)

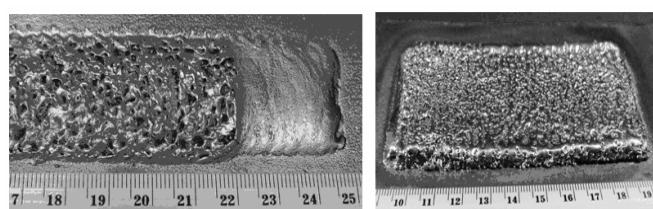
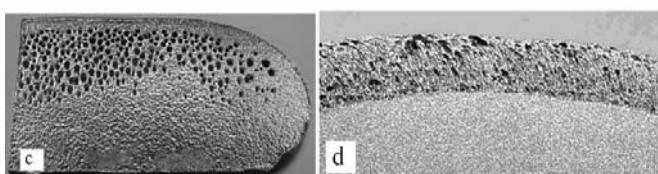


Рис. 3, 4. Пористое покрытие с открытой пористостью (слева — аустенитная сталь; справа — титановый сплав)

Если же подавать в зону дуги базовый материал в виде порошка или проволоки, то можно слой за слоем наращивать газар в виде изделий любой формы и любого размера (рис. 5, 6).

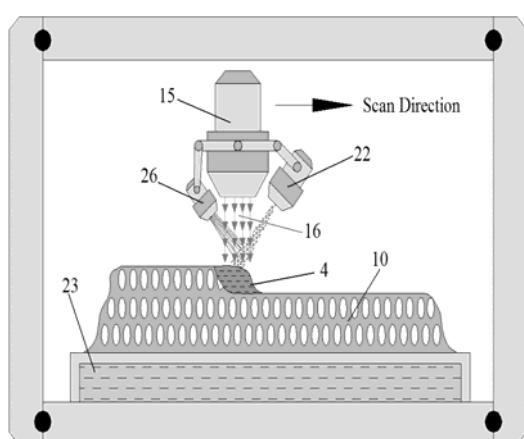


Рис. 5. Общая схема получения изделий из газаров путем сканирования плазмотроном: 23 — водо-охлаждаемый холодильник-кристаллизатор; 15 — высокотемпературная плазменная горелка; 16 — поток плазмы; 4 — насыщенная водородом или другим активным газом жидкость; 10 — газар; 26 — устройство доставляющее в зону горения дуги водород в виде газа, жидкости (например, воды) или твердых частиц (например, гидридов); 22 — устройство, доставляющее в зону горения дуги базовый материал в виде порошка, проволоки или ленты

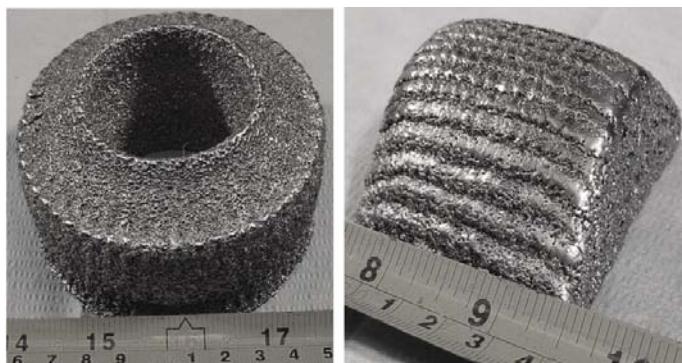


Рис. 6. Вид изделия из титановых газаров с открытой пористостью, полученных методом плазменного сканирования

В этом случае активный газ может поставляться в зону горения дуги не только в газообразном, но и в жидким состоянии или в виде соединений, которые разлагаются под воздействием очень высоких температур (вода, гидриды, углеводороды, окислы металлов). Для получения газаров таким методом отпадает необходимость высокого давления активного газа. Другим достоинством этого метода является возможность получения газаров практически любого размера и любой формы с абсолютно равномерной структурой по всему объему. Для получения изделий из газаров таким методом не требуется литейной формы, так как само изделие формируется слой за слоем и движение плазменной горелки контролируется компьютером. Этим способом можно получать газары на основе практически любого металла или сплава (титан, вольфрам или молибден). Камера, в которой происходит формирование газара (рис. 7, 8), заполняется инертным газом при нормальном или слегка повышенном давлении, что обеспечивает безопасность и невысокую стоимость всего устройства.

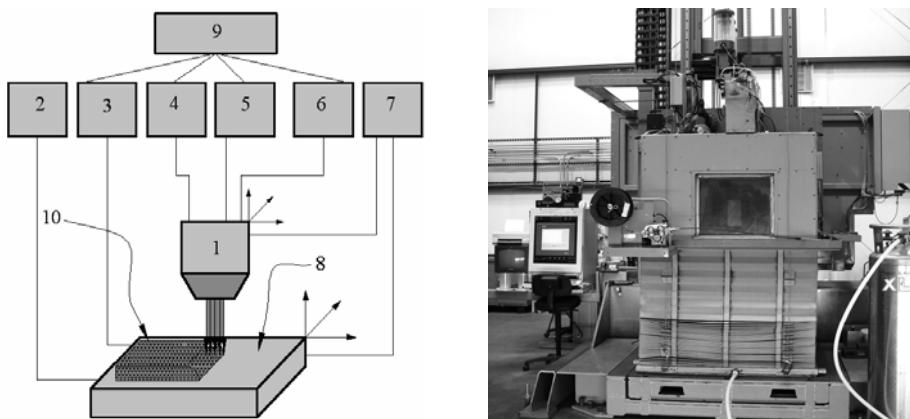


Рис. 7. Общая схема технологии получения газаров с помощью плазменного сканирования: 1 — плазмотрон; 2 — система охлаждения подложки; 3 — система нагревания подложки; 4 — подача активного газа; 5 — управление мощностью плазменного пучка; 6 — система подачи порошка или проволоки базового металла (керамики); 7 — система, управляющая трехмерным движением подложки или плазмотрона; 8 — охлаждаемая подложка; 9 — компьютерная система управления; 10 — сформированная структура газара

Рис. 8. Внешний вид системы для получения газаров методом плазменного сканирования (ПС)

Весьма актуален вопрос размерной обработки поверхности трения газоармированной гильзы [8]. Традиционная технология обработки монолитных гильз предполагает последовательное растачивание и плосковершинное хонингование. Плосковершинное хонингование состоит собственно из двух операций — черновой и чистовой.

Растачивание обеспечивает “макрогоеометрические” параметры цилиндрической поверхности трения; черновое хонингование создает маслоудерживающую “сетку” на поверхности трения; чистовое сглаживает вершины гребней, образующих сетку, облегчая приработку трибоповерхностей.

Очевидно, для пористой газоармированной гильзы отпадает надобность в хонинговании, поскольку маслоудерживающие поры составляют матрицу газа (рис. 9). Исключение хонингования из технологического процесса размерной обработки гильзы чрезвычайно важно, поскольку отсутствует шаркирование поверхности трения абразивом хонинговальных брусков, резко снижающей долговечность гильзы.

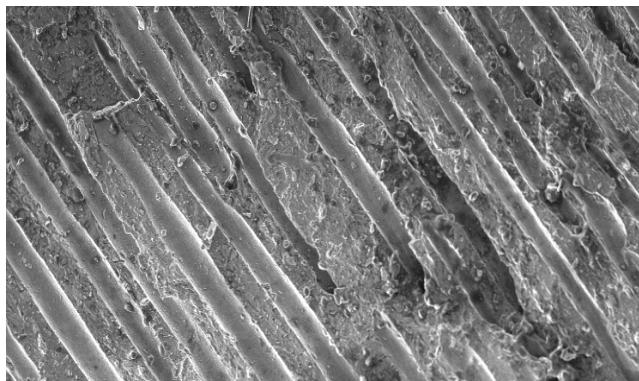


Рис. 9. Цилиндрические поры гильзы цилиндра ДВС, нормальные к поверхности трения. Антифрикционный газоармированный серый чугун, $\times 30$

Одним из вариантов альтернативной хонингованию финишной размерной обработки поверхности трения гильзы авторы предлагают электроэррозионное резание. В этом случае силовое воздействие на обрабатываемую поверхность минимально и поры не завальцовываются (рис. 10).

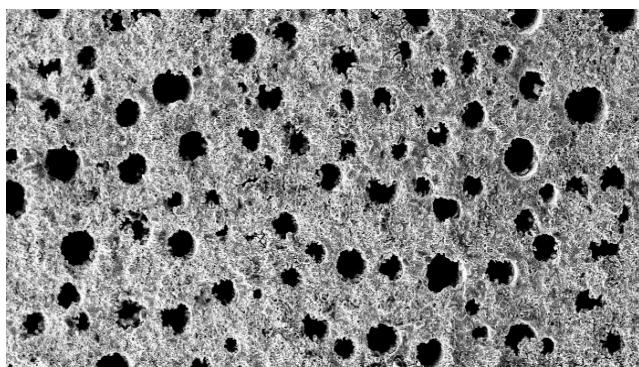


Рис. 10. Поверхность трения гильзы цилиндра ДВС после электроэррозионной размерной обработки, $\times 30$

Конструктивные варианты газоармированных гильз достаточно разнообразны и приведены рис. 11.

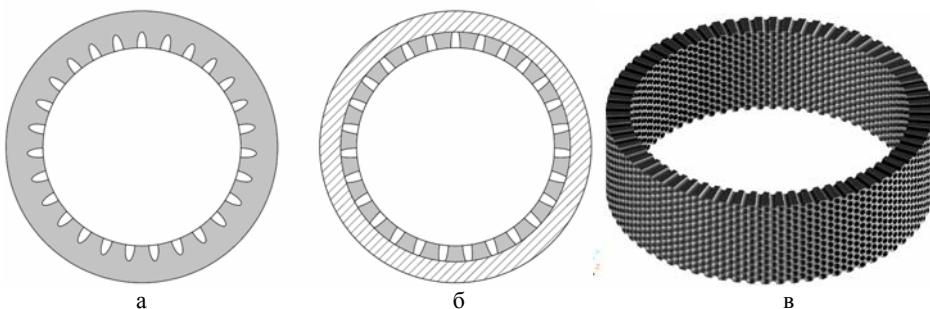


Рис. 11. Схема макроструктури гильзи, изготовленной путем внутреннего сканирования монолитной заготовки и последующей размерной обработки (а); составная гильза изготовленная путем запрессовки газоармированного цилиндра в стальную обойму (б); вид газоармированного цилиндра в пространственном изображении (в)

Если перед запрессовыванием газоармированного цилиндра в стальную обойму проточить по его образующей винтовую канавку, можно организовать подачу смазки под давлением на поверхность трения гильзы изнутри. Смазка подается из штатной смазочной магистрали двигателя, поэтому принципиально конструкция поршневого ДВС не меняется. Таким образом, в результате применения газаров, преодолевается известная всем моторостроителям “конструктивная невозможность” организации принудительной смазки трибопары “цилиндр-поршень”. Оптимизируя систему “давление масла-диаметр пор” можно практически обеспечить “всплытие” поршня, то есть его работу по поверхности цилиндра в режиме жидкостного трения.

По оценкам, на долю цилиндро-поршневой группы ДВС приходится около 30% потерь на трение, которые в предлагаемом “газарном конструктивном” варианте можно существенно уменьшить. Авторы надеются, что новые триботехнические композитные пористые материалы – газары найдут достойное применение в промышленности Украины и за её пределами [9].

Растущие требования к экологичности, топливной экономичности, надежности и долговечности поршневых ДВС определяют режимы работы их узлов трения, что требует применения все более совершенных трибоматериалов. Одно из наиболее перспективных направлений — “газом армированных” композитных пористых материалов “газаров” для изготовления гильз цилиндров ДВС. Исследования показывают, что использование в качестве материала гильзы газара существенно увеличивает долговечность и надежность трибосистемы “гильза–поршневые кольца–поршень”. Эта технология вполне конкурентоспособна с традиционной в массовом производстве. Использование анизотропных пористых газоармированных материалов в двигателе в целом открывает уникальные возможности для улучшения традиционных технологий.

Ключевые слова: новая технология “газаров”, триботехнические материалы, двигатели внутреннего сгорания.

Constantly increasing demands for environmental performance, fuel economy, reliability and durability of piston engines is tightening their modes of friction, which requires more sophisticated tribological materials. One of the most promising areas USBD reinforced composite

gas for the production of porous materials “gazars” in engine cylinder liners. Studies indicate that the use of gazars as thermowell material increases the number of essential service characteristics tribosystem “liner-piston ring-piston”. It is also clear that the proposed technology is quite competitive with traditional in terms of mass production. Furthermore, the use of anisotropic porous materials gazars in engine as a whole presents a significant opportunity to improve traditional technologies and creating new tribosystems with unique parameters.

Keywords: new technologies “gazars”, tribotechnical materials, internal combustion engines.

1. Шаповалов В. И. Газоармированные материалы — 30-летний путь проблем и прогресса. Сообщение 1. Металл и Литье Украины, 2011, № 3. – С. 3–12.
2. Шаповалов В. И. Газоармированные материалы – 30-летний путь проблем и прогресса. Сообщение 2. Металл и Литье Украины, 2011, № 3. – С. 3–9.
3. Белов С. В. Пористые материалы в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
4. Высоцкий А. С. Применение газоармированных гильз блока цилиндров в концептуальном двигателе внутреннего сгорания ДизОтто / А. С. Высоцкий, В. Ю. Карпов // Тезисы VI международной н.-практ. конференции “Наука и технология: шаг в будущее — 2010” (27. октября–05 ноября 2010, Прага, Чехия). – С. 36–38.
5. Pat. No. 5181549 USA. Method for manufacturing porous articles / V. Shapovalov. – Jan. 26, 1993.
6. Pat. No. 60/956,374 US Application Serial. Method and Apparatus for Producing Porous Articles / J. Withers, V. Shapovalov. – Filed: August 16, 2007.
7. Pat. WO9811264. Method for the production of porous cast products / V. Naydek, V. Perełoma, V. Shapovalov, Y. Lenda. – Filed September 16, 1996.
8. Высоцкий А. С. Размерная обработка изделий общетехнического назначения из газоармированных капиллярно-пористых материалов / А. С. Высоцкий, В. Ю. Карпов // Тезисы II международной н.-практ. конференции “Наука и технология: шаг в будущее — 2010” (13–18 ноября 2010, Прага, Чехия). – С. 53–56.
9. Отрошенко В. А. “Сплав со структурой лотоса”, Украинская техническая газета. 7 ноября 2011.

УДК 621.791.09:785.375:539.4

Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. А. Костин, О. Л. Миходуй

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 ПРИ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Досліджено вплив електродинамічної обробки на спротив деформуванню та ефект Портовена ла Шательє для алюмінієвого сплава АМг6 при різних умовах розтягу. Показано вплив обробки на механічні характеристики сплаву АМг6 при статичному розтягу. Представлені результати досліджень впливу обробки на зміну рельєфу поверхні зламів сплаву АМг6.

Ключові слова: електродинамічна обробка, початкові напруження, алюмінієвий сплав, розряд струму, зарядна напруга, ефективність обробки, спротив деформуванню.

Одним из новых методов импульсного воздействия электрического тока на металлы и сплавы является электродинамическая обработка (ЭДО), позволяющая регулировать напряженное состояние элементов сварных конструкций. [1].

Проводили исследования механизмов влияния ЭДО на напряженное состояние алюминиевых сплавов [2], малоуглеродистых и конструкционных сталей [3–4], а так же сварных соединений из этих материалов. Изучали особенности изменения микро- и макроструктур [5], пластического деформирования [6] и остаточного формоизменения [7] образцов металлов и сплавов под воздействием импульсного тока, инициируемого ЭДО. При этом результаты исследований, представленных в [1–7], базировались на экспериментальной методике, основанной на растяжении плоских образцов прямоугольного сечения, их ЭДО с текущим контролем снижения нагрузки, которое принимали в качестве характеристики ЭДО. В то же время условия нагружения исследуемых образцов влияют на механические характеристики металлических материалов при импульсных и динамических нагрузках [8], а так же на процессы, инициируемые в металлах и сплавах при прохождении разрядов электрического тока [9]. Воздействие ЭДО на металлы определяется взаимодействием динамической нагрузки и импульсного тока в момент разряда емкостного накопителя [5]. Это вызывает необходимость исследования особенностей деформирования конструкционных материалов при электродинамических воздействиях, реализуемых при различных условиях нагружения исследуемых образцов. Одним из специфических проявлений механизмов деформирования, характерного, например, для сплавов меди, алюминия и хромоникелевых сталей, являются слабые скачки напряжений на диаграммах растяжения, определяемые, как эффект Портевена ла Шателье [8–9]. В целом проявление эффекта Портевена ла Шателье зависит от ряда внутренних факторов, таких как тип кристаллической решетки, исходное структурное состояние материала, размер зерна, а так же внешних, к которым относятся условия нагружения (режим нагружения и скорость,

© Лобанов Леонід Михайлович, академік НАН України, заступник директора ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Пащин Микола Олександрович, кандидат технічних наук, Костін Валерій Анатолійович, Миходуй Ольга Леонідівна — наукові співробітники цього ж інституту.

жесткость испытательной машины) и конструктивно-технологических (уровень предварительной деформации, размер и форма образцов) [9]. Так как процесс ЭДО является технологическим фактором, а условия нагружения — внешним, влияющим на процессы деформирования обрабатываемых материалов, то изучение особенностей реализации эффекта Портевена ла Шателье при электродинамических воздействиях является актуальной проблемой. Одним из методов изучения особенностей эволюции структуры металлических материалов является фрактографические исследования изломов образцов, разрушенных после приложения внешних воздействий. Применение этого анализа топографии изломов разрушенных образцов, на которых моделировались различные схемы нагружения при ЭДО, позволяет получить информацию, необходимую для понимания природы электродинамических воздействий на металлы и сплавы.

Цель настоящей работы — исследовать влияние условий нагружения образцов сплава АМг6 без применения и в сочетании с ЭДО на снижение сопротивления металла деформированию и проявление эффекта Портевена ле Шателье.

Для оценки влияния ЭДО на снижение сопротивления деформированию сплава АМг6 проводили обработку предварительно растянутых плоских образцов прямоугольного сечения с размерами 30.0×4.0 мм. Для генерирования импульсного тока использовали установку, описанную в [4], а ЭДО выполняли посредством контакта медного электрода с поверхностью металла на рабочей части образца [5]. Растворение образцов выполняли на разрывной машине ЦДМ-10 с максимальным усилием растяжения 10 т при стандартной скорости деформирования 6 мм/мин и температуре 293 К. Машина укомплектована механическим приводом и системой ручной регулировки усилия растяжения, что позволяет отнести ее к устройствам “жесткого типа” с замкнутым силовым контуром.

Исследовали два варианта условий растяжения образцов. По первому варианту, рассмотренному в работах [2–6], растяжение производили дискретно, с остановкой для выполнения ЭДО образцов единичными разрядами тока и регистрацией снижения начальной нагрузки. В этом случае обработку образцов металла проводили по “неподгружаемой” схеме, то есть в условиях снижения запаса энергии системы “образец-машина” в результате ЭДО. Таким образом, каждый последующий разряд тока воздействовал на образец, частично разгруженным предыдущим разрядом. При втором варианте осуществляли компенсацию снижения нагрузки после каждого разряда тока посредством подгружения образца — по “подгружаемой” схеме, что позволило восстанавливать начальную нагрузку в течение всего цикла ЭДО.

ЭДО проводили при значениях зарядного напряжения $U = 500$ В и заряда емкостного накопителя $C = 6600$ мФ сериями по пять разрядов тока. Выполняли обработку образцов, предварительно растянутых до значения начальной нагрузки — σ_0 , соответствующей 290 МПа.

Исследовали влияние вариантов растяжения образцов сплава АМг6 на снижение сопротивления деформированию $\Delta\sigma$ и относительное изменение напряжений в результате обработки $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0}$. Следует отметить, что значения измеряемых параметров при двух реализуемых вариантах растяжения практически идентичны после первого токового разряда ($n = 1$ на рис. 1). Это связано с

тем, что реализацию различных условий растяжения начинали после второго токового разряда ($n = 2$) и продолжали до завершения цикла ЭДО.

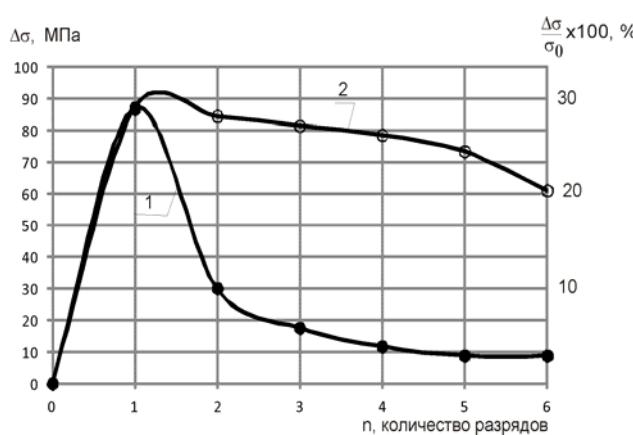


Рис. 1. Зависимость снижения сопротивления деформированию $\Delta\sigma$ и эффективности обработки $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$

образцов сплава АМг6 от количества разрядов тока n при значениях зарядного напряжения $U = 500$ В, начального растягивающего напряжения $\sigma_0 = 294$ МПа и схемы растяжения (кривая 1 — без подгружения, кривая 2, — с подгружением)

На основе анализа данных, представленных на рис. 1, можно видеть, что разность значений $\Delta\sigma$ в серии ЭДО после второго разряда достигает 50–60 МПа (кривые 1 и 2). Таким образом, последовательное подгружение образцов обеспечивает более высокие значения $\Delta\sigma$ в течении всего цикла обработки по сравнению с неподгружаемым растяжением. Это подтверждают данные [10], где представлены данные по влиянию условий нагружения на относительную эффективность обработки $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$. Так, если при некомпенсированном

растяжении после второго разряда тока ($n = 2$) значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0}$ не превышает 10%, то при повторном нагружении — 30%. При этом если при отсутствии подгружения эффективность электродинамического воздействия к окончанию обработки ($n = 5$) снижалась практически до нулевых значений, то при восстановляемой нагрузке значения $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ составляли не менее 20% в течение

всего цикла ЭДО. Таким образом, при сопоставлении кривых 1 и 2 (рис. 1), можно заключить, что условия нагружения являются одним из факторов, влияющих на характеристики напряженного состояния металла при электротривульсных воздействиях, что подтверждается данными работы [10]. Следует отметить, что при снижении напряжений в результате электродинамических воздействий при $n = 2–5$ преобладает упругий механизм. Это подтверждает постоянство значений $\Delta\sigma$ и $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0} \cdot 100\%$ на кривой 2 (рис. 1) для подгружаемых образцов.

Проводили исследования влияния ЭДО на механические характеристики сплава АМг6, такие как условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление σ_B , относительное удлинение металла после предварительной нагрузки — $\delta_{\text{пр}}$ и после разрушения — δ (табл. 1). С этой целью образцы, нагруженные по двум вышеописанным схемам до 292 МПа и обработанные электродинамическими воздействиями, после сброса нагрузки и регистрации $\delta_{\text{пр}}$ были дове-

дены до разрушения. Для определения механических характеристик сплава АМг6 проводили стандартные испытания на одноосное растяжение, результаты которого представлены в строке 1, табл. 1. Проводили оценку влияния предварительного деформирования материала, полученного статическим растяжением без применения ЭДО на $\delta_{\text{пр}}$, δ , $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\text{в}}$. С этой целью образцы, предварительно растянув до 290 МПа и сбросив нагрузку до 0, после регистрации $\delta_{\text{пр}}$ доводили до разрушения (строка 2, табл. 1).

Таблица 1

Механические характеристики сплава АМг6 после ЭДО при различных условиях растяжения без ЭДО (строки 1, 2) и после ЭДО (строка 3)

Образец	Напряжение, U, В	Начальное напряжение, МПа,	Без подгружения				С подгружением			
			$\delta_{\text{пр}}$, %	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\delta_{\text{пр}}$, %	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа
1	без ЭДО	–	–	30	140	314	–	–	–	–
2	без ЭДО	290	6,8	25	235	300	–	–	–	–
3	ЭДО	290	7,6	20	250	330	7,85	20	250	330

При сравнении результатов стандартных испытаний (строка 1, табл. 1) и полученных после предварительного деформирования (строка 2, табл. 1) можно видеть, что предварительная нагрузка вызывает деформационное упрочнение сплава АМг6, следствием которого является возрастание значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ с 140 до 235 МПа (до 70%) при сопутствующем снижении статической прочности $\sigma_{\text{в}}$ с 314 до 300 МПа. Сопоставляя механические характеристики предварительно деформированных образцов (строки 2 и 3, табл. 1), можно видеть, что ЭДО вызывает в неподгруженном и подгруженном металле возрастание значений $\delta_{\text{пр}}$ соответственно на 12 и 16% (строка 3, табл. 1), а так же увеличение значений $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\text{в}}$ соответственно на 5 и 10%. При этом условия нагружения образцов, обработанных разрядами тока, не оказывают влияния на характеристики $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\text{в}}$. Следует отметить, что предварительное деформирование как с сопутствующей ЭДО, так и без нее, вызывает в сплаве АМг6, наряду с повышением упругих характеристик ($\sigma_{0,2}$) понижение пластических свойств δ с 30 до 20%.

На основании данных табл. 1 можно заключить, что исследуемые схемы нагружения образцов после ЭДО не оказывают существенного влияния на основные механические характеристики сплава АМг6 при статическом растяжении.

Изучали влияние растяжения образцов сплава АМг6 ЭДО при различных условиях нагружения на проявление эффекта Портевена ле Шателье. Диаграммы деформирования металла в исходном состоянии (строка 1, табл. 1), при предварительной нагрузке без ЭДО (строка 2, табл. 1), а так же при двух вариантах растяжения с сопутствующей ЭДО (строка 3, табл. 1) представлены на рис. 2. Эффект Портевена ле Шателье проявляется на диаграммах в виде скачков напряжений с различной амплитудой и периодичностью.

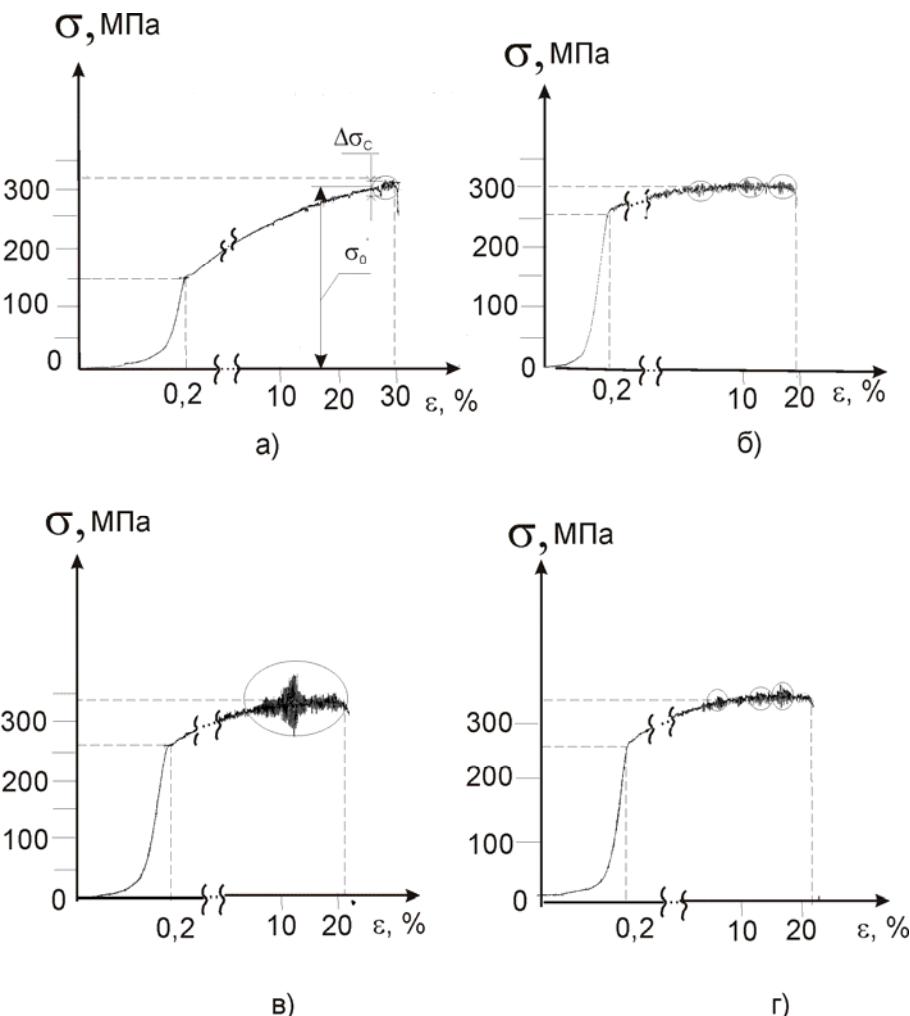


Рис. 2. Диаграммы деформирования сплава АМг6 при одноосном растяжении, где $\Delta\sigma_c$ — величина скачка напряжений, σ_0 — текущее среднее значение напряжений, — участки пиков амплитуд: а) стандартное растяжение образцов в исходном состоянии; б) растяжение образцов, предварительно деформированных до значений $\sigma_0 = 290$ МПа; в) растяжение образцов после ЭДО по неподгружаемой схеме нагружения; г) растяжение образцов после ЭДО с восстановлением начальной нагрузки

Проводили оценку амплитуды скачков напряжений $\frac{\Delta\sigma_c}{\sigma_0} \cdot 100\%$, где $\Delta\sigma_c$ — величина скачка, σ_0 — среднее текущее значение напряжений. При стандартном растяжении металла по условиям, соответствующим строке 1 табл. (рис. 2, а) скачки напряжений начинаются в области активного пластического течения, монотонно возрастают, чередуясь с однородными участками диаграммы, (максимальная амплитуда скачков не превышает 10–11%). Отметим, что пики амплитуды расположены на участке диаграммы, соответствующей предразрушению образца.

Распределение скачков по стадиям деформирования на образцах, предварительно нагруженных по условиям, соответствующим строке 2 табл. 1, представлено на рис. 2, б. В этом случае скачки начинаются после условного предела текучести, монотонно изменяясь до максимальных значений — 10% с последующим спадом. При этом на участке диаграммы за пределом текучести имеют место несколько пиковых значений скачков напряжения, последний из которых находится на участке предразрушения.

Иной вид имеет диаграмма при растяжении металла после ЭДО образцов, обработанных без подгружения по условиям, соответствующим строке 3, табл. 1 (рис. 2, в), где монотонный характер возрастания скачков завершается одним пиком с максимальным увеличением до 30% и последующим спадом до 0 на участке предразрушения.

Диаграмма деформирования подгруженных образцов после ЭДО (рис. 2, г) подобна представленной на рис. 2, б, но с увеличением скачков до 14%.

При сравнении диаграмм (рис. 2, в, г), можно видеть, что образование скачков на диаграммах, соответствующих растяжению образцов без подгружения реализуется в виде резкого перехода от монотонного деформирования к скачкообразному пластическому течению с амплитудой скачка, значительно большей, чем при подгружении. Скачки начинаются, когда в металле имеются структурные неоднородности, вызванные его пластическим деформированием [11]. Согласно [2] ЭДО инициирует в сплаве АМг6 локализованные области пластического течения, определяющие параметры скачков. Так, локализованная область образования скачков на диаграмме рис. 2, в вызвана неравномерностью снижения значений $\Delta\sigma_c$ при возрастании количества разрядов тока, при которой максимальное снижение напряжений наблюдали после первого токового воздействия при $n = 1$ (рис. 1, а, б, кривая 1). Таким образом, амплитуду скачков при некомпенсируемом растяжении задает область пластического течения, сформированная, в основном, первым токовым разрядом. При подгружении образцов пластическое течение металла после ЭДО реализуется более равномерно на всех стадиях деформирования за счет восстановления начальной нагрузки. Следствием этого является распределение скачков по всей диаграмме, а их максимальные амплитудные значения меньше, чем при неподгружаемом растяжении, что видно при сравнении (рис. 2, в, и рис. 2, г).

На основании изучения макрорельефов изломов образцов, диаграммы деформирования которых представлены на рис. 2, можно заключить, что условия нагружения металла при электродинамических воздействиях влияют на характеристики разрушения сплава АМг6.

Изломы образцов, разрушенных стандартным однократным растяжением (рис. 3, а, б) и подвергнутых предварительному деформированию без применения ЭДО (рис. 3, в, г), имеют рельеф, определяемый согласно классификации Я. Б. Фридмана, соответственно как отрыв и срез. Согласно данной классификации при отрыве линия разрушения перпендикулярна направлению нагрузки (рис. 3, а), макрорельеф излома имеет гладкую поверхность, что соответствует малому объему пластически деформированного металла в зоне разрушения (рис. 3, б). При срезе линия разрушения наклонена к направлению нагрузки (рис. 3, в), макрорельеф излома имеет развитую поверхность и характеризуется значительным объемом пластического деформирования (рис. 3, г).

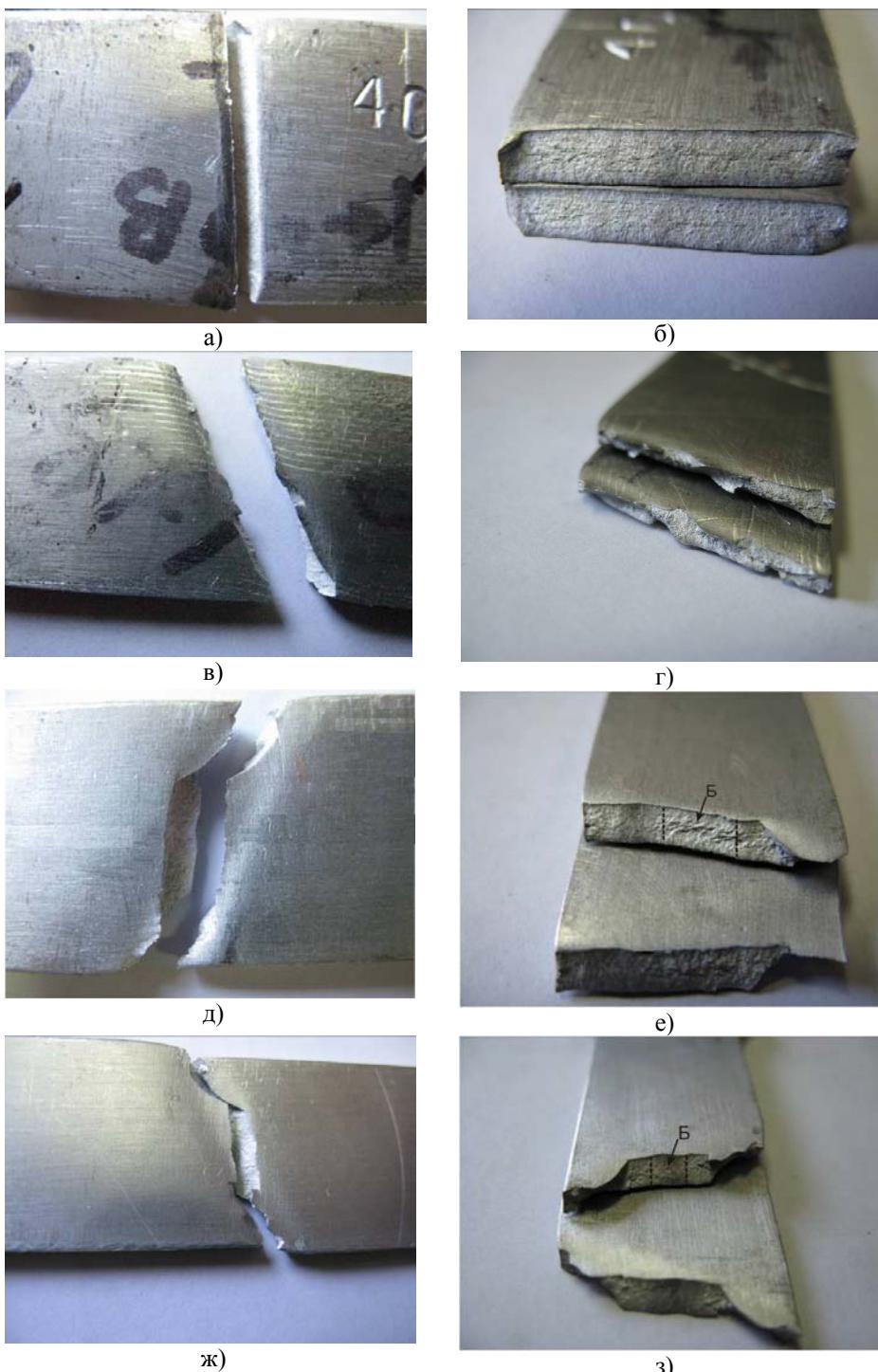


Рис. 3. Внешний вид разрушенных образцов сплава АМг6, где а), в), д), ж) — макрорельеф излома, б), г), е), з) — поверхность излома, где зона Б — участок серебристого цвета: а), б) — стандартное растяжение образцов в исходном состоянии; в), г) — растяжение образцов, предварительно деформированных до значений $\sigma_0 = 290$ МПа; д), е) — растяжение образцов после ЭДО по неподгруженной схеме нагрузки; ж), з) — растяжение образцов после ЭДО с восстановлением начальной нагрузки

Характерной особенностью рельефа разрушенной поверхности образцов, обработанных разрядами тока, является наличие полосы серебристого оттенка, расположенной в центральной части излома (зона Б, рис. 3, е, з). Наличие полосы можно объяснить тем, что при используемой схеме ЭДО [5] в момент разряда емкостного накопителя имеет место градиент плотности тока по сечению образца. При этом повышенные значения плотности тока соответствуют месту расположения полосы в центральной части излома. Это свидетельствует о том, что распределение энергии электродинамического воздействия по сечению образца влияет на изменение внутренней структуры материала, которая в процессе разрушения формирует различный поверхностный рельеф, определяемый методами фрактографического анализа.

Изломы образцов, обработанные разрядами тока без подгружения (рис. 3, д, е), имеют “губы среза” по краям сечения, а в середине — плоский макрохрупкий рельеф, то есть по продольным кромкам образца разрушение идет по механизму среза, а в центральных зонах — соответствует отрыву. Такой характер разрушения является промежуточным между стандартным растяжением (рис. 3, а, б) и предварительным деформированием (рис. 3, в, г). Это объясняется упругой релаксацией начальных напряжений металла образца при ЭДО и изменением зоны пластической деформации.

Изломы образцов, обработанные с подгружением (рис. 3, ж, з), имеют геометрические характеристики, подобные представленным на (рис. 3, д, е), но с более выраженными “губами среза”. Таким образом, многократное восстановление начальной нагрузки при сопутствующей ЭДО стимулирует образование зоны повышенной вязкости металла у вершины трещины, что может положительно влиять на характеристики усталостной прочности сплава АМг6.

Для изучения влияния ЭДО на особенности микромеханизма разрушения сплава АМг6 проводили фрактографические исследования топографии изломов образцов, разрушенных при различных условиях нагружения, представленных в табл. 1.

Исследования особенностей структурных изменений фрактограмм изучали с использованием растрового электронного микроскопа JSM-840 “JEOL” и системы микроанализаторов “Analitik Link” 860/500 при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Исследовали особенности микрорельефа центральной зоны и краев разрушенных участков образцов, представленных на рис. 3.

Микроскопическая оценка механизма разрушения сплава АМг6 в исходном состоянии свидетельствует о его смешанном характере (рис. 4, а-г). По всей толщине материала наблюдали ямочный тип излома, характеризуемый плоскими ямками отрыва овальной формы и средним диаметром 5–15 мкм. При этом на изучаемом рельефе имеют место развитые фасетки квазискола (зона А, рис. 4, а, б) с площадью до 2500–3000 мкм² и односторонние гребни отрыва перемычек (стрелки на рис. 4, в, г). При этом топография излома характеризуется структурной неоднородностью, где гребни отрыва чередуются со фрагментами квазискола и участками ямок. Следует отметить, что на краю образца количество фрагментов скола больше, чем в центральной части, что можно объяснить деформированием при прокатке.

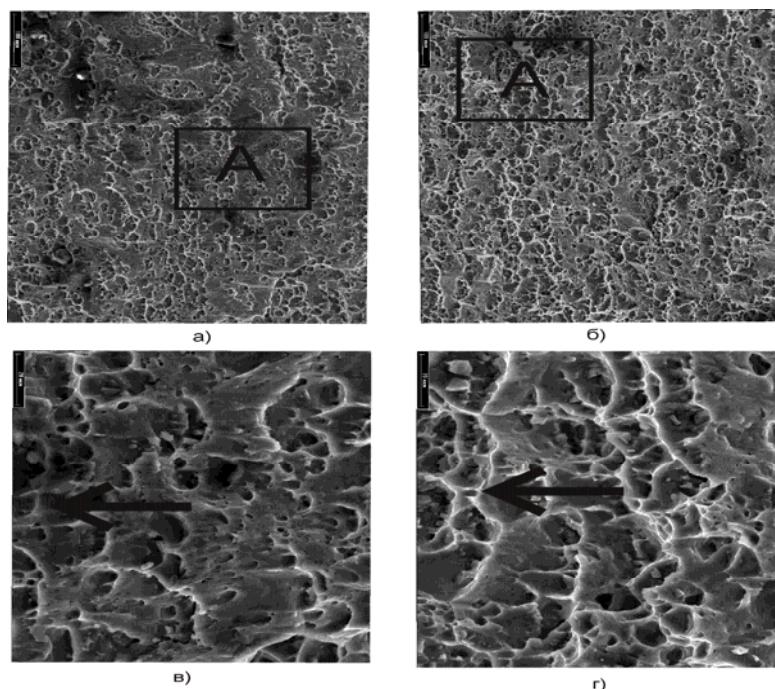


Рис. 4. Фрактограммы излома образца сплава АМг6 при однократном растяжении: а) X200 — край образца; б) X200 — центр; в) X1000 — край; г) X1000 — центр, где зона А — фасетки квазискола, — направление отрыва гребней

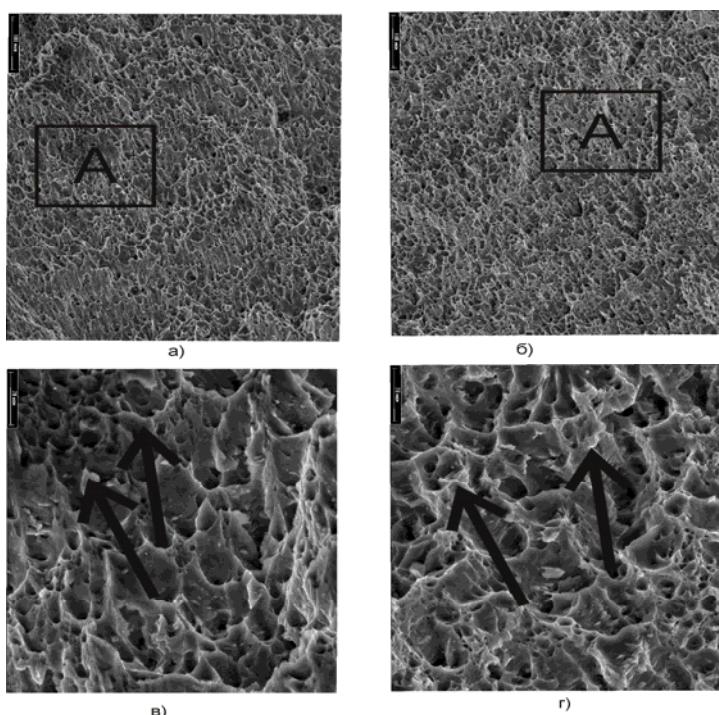


Рис. 5. Фрактограммы излома образца сплава АМг6 при растяжении после предварительно-го деформирования до значений $\sigma_0 = 290$ МПа: X200 — край образца (а); X200 — центр (б); X1000 — край (в); X1000 — центр, где зона А — фасетки квазискола, — направление отрыва гребней (г)

Более развит ямочный рельеф и гребни отрыва при разрушении материала после предварительного деформирования (рис. 5) без применения ЭДО, что подтверждает вязкий характер излома (рис. 3, в, г). При сопоставлении фрактограмм края (рис. 5, а) и центральной части образца (рис. 5, б) можно видеть подобие поверхностного рельефа. Это свидетельствует о том, что предварительное упруго-пластическое деформирование стабилизирует характер разрушения по всему сечению образца. При этом ямки отрыва имеют более вытянутую форму по сравнению с рис. 4, а их средний диаметр не превышает 5 мкм. В целом рельеф имеет мелкоямочный характер, доля фасеток квазискола снизилась на 60–80% при уменьшении площади отдельных фрагментов до 100–200 мкм² (зона А, рис. 5, а, б). Следует отметить, что предварительная нагрузка стимулирует образование гребней отрыва при изменении их направления на 45–50 град. (стрелки на рис. 5, в, г), что соответствует разрушению по механизму среза.

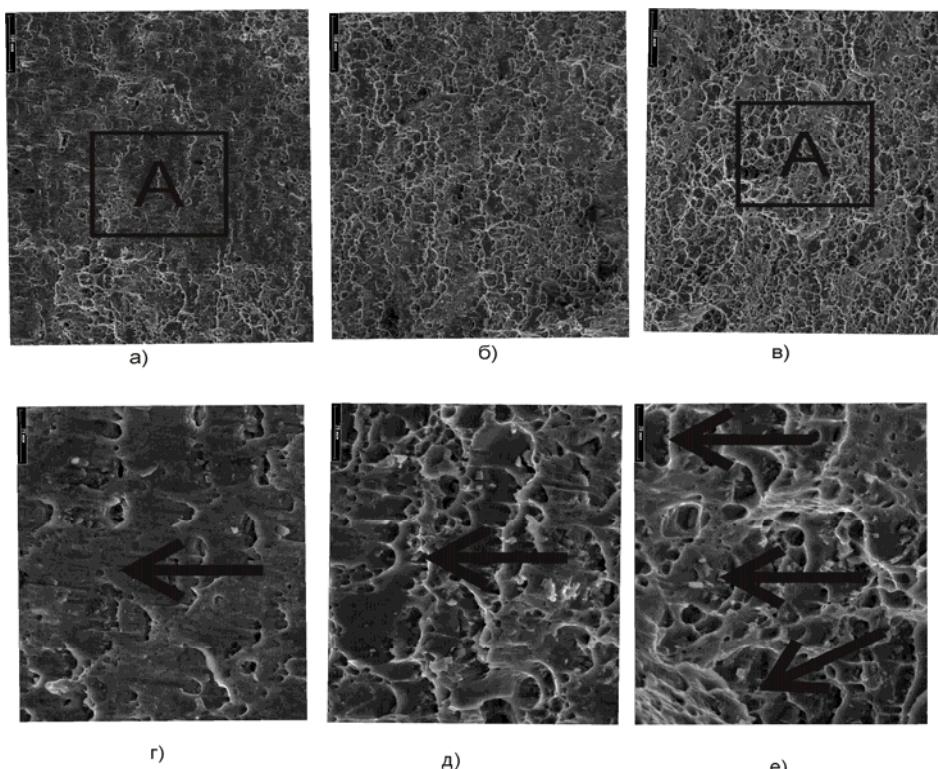


Рис. 6. Фрактограммы излома образца сплава АМг6 при растяжении после ЭДО без подгружения: а) X200 — центр образца (зона Б на Рис.3,е); б) X200 — центр за зоной Б; в) X200 — край; г) X1000 — центр (зона Б); д)х1000 — центр за зоной Б); е)х1000 — край, где зона А — фасетки квазискола, → — направление отрыва гребней

На фрактограммах излома образцов, обработанных разрядами тока без подгружения (рис. 6) наблюдается несколько характерных участков рельефа, соответствующих смешанному характеру разрушения по механизму отрыва и среза при максимальной плотности тока разряда (серебристая полоса в средней части излома — зона Б, рис. 3, е), отрыву при пониженной плотности тока (за зоной Б) и срезу по краям образца (рельеф поверхности “губ среза”). Цен-

тральная часть излома в области максимальной плотности тока (рис. 6, а) характеризуется локализацией фасеток квазискола прямоугольной формы и средней площадью 3000–4000 мкм² (зона А), чередующихся с мелкими ямками отрыва овальной формы со средним диаметром 5–15 мкм. При сравнении с рельефами поверхности разрушения, соответствующим однократному растяжению (рис. 4, б) и после предварительного деформирования (рис. 5, б) наблюдали увеличение доли фрагментов скола соответственно на 50 и 80%, что можно объяснить пондеромоторным (нетермическим) действием импульсного тока при электродинамических воздействиях, так как участков подплавления на рельефе поверхности разрушения на выявлено. Следствием уменьшения доли ямочного рельефа, соответствующего вязкому разрушению, является снижение пластических свойств сплава АМг6, определяемых δ (табл. 1, строка 3) по сравнению с металлом без ЭДО (табл. 1, строка 1). Подтверждением влияния импульсного тока высокой плотности на изменение топографии изломов является уменьшение количества гребней отрыва перемычек и их толщины с 1–2 мкм до 0,3–0,5 мкм (рис. 6, г) по сравнению с однократным растяжением без ЭДО (рис. 4, в). При этом направление отрыва гребней сохраняется (стрелка на рис. 6, г). Рельеф центральной зоны излома, соответствующей пониженной плотности тока (рис. 6, б), характеризуется снижением доли фрагментов скола по сравнению с рис. 6, а и увеличением составляющей мелкоямочного рельефа, подобного представленному на рис. 4, б. Следует отметить, что нетермическое воздействие тока, даже при пониженных значениях плотности, стимулирует в материале повышение доли фрагментов скола, что можно видеть при сравнении рис. 4, б и рис. 6, б. При этом понижение плотности тока разряда повышает долю вязкого разрушения, определяемую по увеличению толщины гребней при сохранении направления их отрыва, что видно при сравнении рис. 6, г и рис. 6, д. Заметное изменение рельефа имеет место на краевом участке излома у “туб среза”, где доля фасеток квазискола заметно снизилась, их площадь не превышает 300 мкм² (зона А, рис. 6, в) и преобладает мелкоямочный рельеф, подобный представленному на рис. 5, б. При этом ориентацию гребней отрыва перемычек, представленную на рис. 6, в, определяет совместное воздействие механизмов отрыва (рис. 4, б) и среза (рис. 5, б). Направления микроотрывов гребней указаны стрелками на рис. 6, е, из которого видно, что при смешанном разрушении в зоне “туб среза” преобладает механизм отрыва.

На фрактограммах излома образцов, обработанных разрядами тока с подгружением (рис. 7) наблюдали участки рельефа, соответствующие разрушению при максимальной плотности тока разряда (зона Б, рис. 3, з), пониженной плотности тока (за зоной Б) и на краях образца на поверхности “туб среза”). Центральная часть излома в области максимальной плотности тока (рис. 7, а) характеризуется снижением доли фасеток квазискола на 50% при уменьшении их средней площади до 1000–2000 мкм² (зона А, рис. 7, а) по сравнению с рис. 6, а. При этом возросла доля ямочного излома, характеризуемая мелкими ямками отрыва овальной формы со средним диаметром до 5 мкм. При сравнении с рельефами поверхности разрушения, соответствующим однократному растяжению (рис. 4, б) и после предварительного деформирования (рис. 5, б) увеличение доли фрагментов скола меньше, чем при ЭДО без подгружения (рис. 6, а), что можно объяснить незначительной пластической деформацией, инициируемой в образце при периодическом восстановлении начальной нагрузки после текущего разряда тока в серии ЭДО.

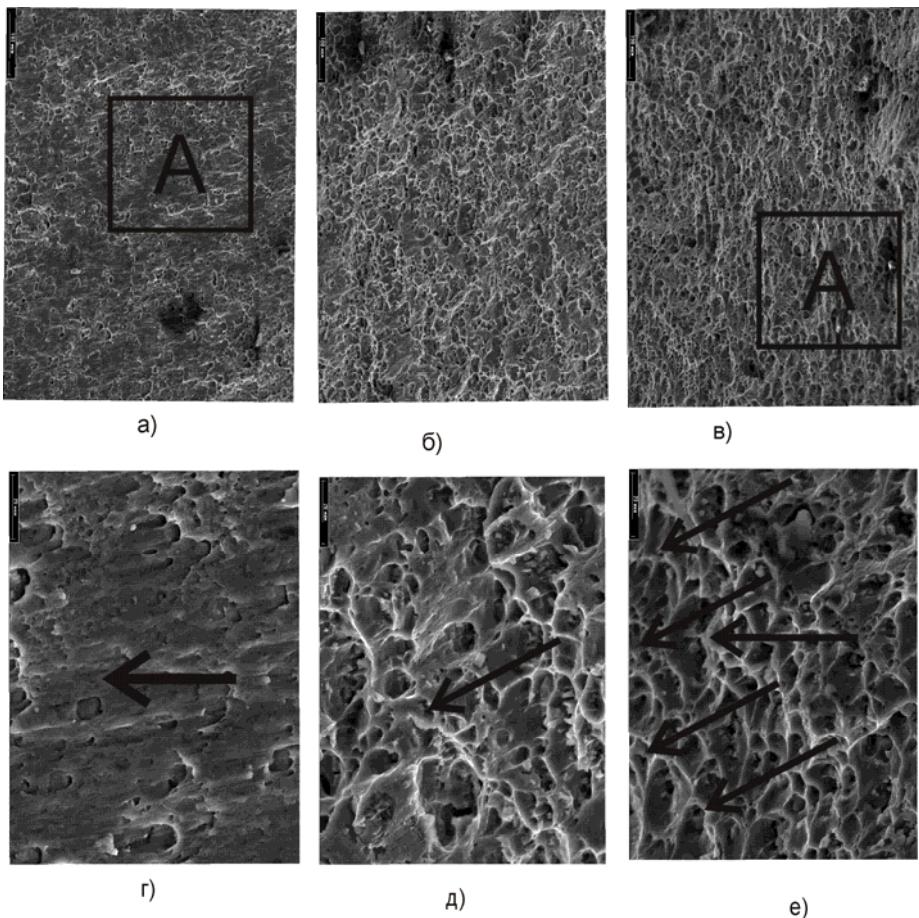


Рис. 7. Фрактограммы излома образца сплава АМг6 при растяжении после ЭДО с подгружением: X200 — центр образца (зона Б на Рис. 3, з) (а); X200 — центр за зоной Б (б); X200 — край (в); X1000 — центр (зона Б) (г); x1000 — центр за зоной Б) (д); x1000 — край, где зона А — фасетки квазискола, → — направление отрыва гребней (е)

Увеличение доли ямочного рельефа, соответствующего вязкому разрушению, приводит к незначительному повышению пластических свойств сплава АМг6, характеризуемых $\delta_{\text{пр}}$ (табл. 1, строка 3). Подтверждением влияния текущего подгружения на повышение вязкости является увеличение числа гребней отрыва и их толщины с 0,3–0,5 мкм (рис. 6, г) до 1–2 мкм (рис. 7, г). При этом направление отрыва гребней сохраняется (стрелка на рис. 7, г). Рельеф центральной зоны излома, соответствующей пониженной плотности тока (рис. 7, б), характеризуется снижением доли фрагментов скола по сравнению с рис. 7, а и мелкоямочным рельефом, подобного представленному на рис. 5, б.

Текущее подгружение металла после каждого электродинамического воздействия снижает негативное влияние импульсного тока, стимулируя в материале повышение доли мелких ямок, что можно видеть при сравнении рис. 6, б и рис. 7, б. При этом восстановление нагрузки повышает долю вязкого разрушения, определяемую по увеличению толщины гребней с 1–2 до 5 мкм при незначительном изменении направления отрыва, что видно при сравнении рис.

6, д и рис. 7, д. Таким образом, на участке макрохрупкого излома металла в условиях подгружения наблюдаются локальные зоны перехода к вязкому разрушению. Заметное изменение рельефа имеет место на краевом участке излома у "туб среза", где доля фасеток квазискола заметно снизилась по сравнению с рис. 6, в, а их площадь не превышает 100 мкм^2 (зона А, рис. 7, в) и преобладает мелкожмачный рельеф, подобный представленному на рис. 5, б. При этом ориентация отрыва перемычек, представленная на Рис.6,в, определяется в основном механизмом среза, что видно по расположению гребней согласно направлениям стрелок (рис. 7, е).

Это говорит об интенсификации пластического течения материала, обработанного импульсами тока в условиях восстановляемой нагрузки. Анализируя данные (рис. 7), можно сделать вывод, что ЭДО в условиях подгружения обрабатываемого металла формируют в материале локальные зоны вязкости, повышающих пластические свойства материала образца, что приводит к снижению уровня его напряженного состояния.

Выводы

Установлено, что при одноосном растяжении образцов сплава АМгб без подгружения, с подгружением при ЭДО имеют место отличия в проявлении эффекта Портовена ла Шателье, выражаемые в различной конфигурации скачков напряжений на диаграммах деформирования металла.

Показано, что ЭДО растянутых образцов сплава АМгб при их текущем подгружении до начального уровня напряжений вызывает в материале пониженное сопротивление деформированию по сравнению с вариантом без подгружения. При этом ЭДО не оказывает отрицательного воздействия на условный предел текучести и временное сопротивление сплава АМгб.

На основе фрактографического анализа установлено, что при различных условиях нагружения образцов сплава АМгб без применения электродинамических воздействий микромеханизм разрушения металла может варьироваться от отрыва к срезу. При использовании ЭДО имеет место механизм разрушения, характеризуемый наличием "туб среза" по краям макроизлома и зоной отрыва на среднем его участке.

Показано, что при электродинамических воздействиях в зонах металла, соответствующих максимальной плотности тока, имеет место повышение доли участков микроскола при понижении доли вязкой составляющей разрушения.

Исследовано влияние электродинамической обработки (ЭДО) на снижение сопротивления деформированию и эффект Портовена ла Шателье для сплава АМгб при различных условиях растяжения. Показано влияние ЭДО на механические характеристики сплава АМгб при статическом растяжении. На основании данных фрактографического анализа исследовано влияние условий растяжения при ЭДО на изменение рельефа поверхности изломов разрушенных образцов сплава АМгб.

Ключевые слова: электродинамическая обработка, начальные напряжения, плоский образец "лопаточного типа", алюминиевые сплавы, разряд тока, зарядное напряжение, схема растяжения, эффективность обработки, снижение сопротивления деформированию, прерывистая текучесть, скачок напряжений.

Was investigate of influense of electrodunamic treatment on relative effiency and effect of Portvena-la Shatelite for aluminiyum alloy AMg6 with different conditions of strain. Was showed the influence of treatment on modifications of relief on surface of destruction alloy AMg6.

Keywords: *Electrodynamic treatment, initial stress, aluminiyum alloy, pulsed current, charge voltage, relative efficiency, resistanse of material to deformation.*

1. *Лобанов Л. М. Исследование влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. – 2005. – № 11. – С. 28–32.*
2. *Лобанов Л. М. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов // Там же. – 2007. – № 6. – С. 11–13.*
3. *Лобанов Л. М. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений стали Ст3 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Там же. – 2007. – № 7. – С. 10–12.*
4. *Лобанов Л. М. Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Там же. – 2006. – № 5. – С. 28–32.*
5. *Лобанов Л. М. Особенности структурообразования алюминиевых сплавов АМг5 и АМг6 под воздействием импульсов электрического тока / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов // Вісник Українського Матеріалознавчого Товариства. – 2010. – № 3. – С. 33–42.*
6. *Лобанов Л. М. Особенности формирования пластических деформаций при электродинамической обработке сварных соединений стали Ст3 / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, Н. А. Пащин и др. //Автомат. сварка. – 2007. – № 10. – С. 10–15.*
7. *Лобанов Л. М. Влияние электроимпульсной обработки на остаточные формоизменения тонколистовых сварных конструкцій / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов // Там же. – 2010. – № 3. – С. 13–17.*
8. *Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Часть 2. Конечные деформации. – М.: Наука. 1984. – 432 с.*
9. *Стрижало В. А. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей / В. А. Стрижало, Л. С. Новогрудский, Е. В. Воробьев. – К.: Ин-т пробл. прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. – 2008. – 504 с.*
10. *Lu A. L. Research on residual – stress reduction by a low frequency alternating magnetic field / J Mat. Proces. Techn. – 1998. – 74. – P. 255–258.*

УДК 621.791.09:785.375:539.4

**Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, Т. Г. Соломийчук,
О. Л. Миходуй, А. В. Черкашин**

ІЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 В ЗОНЕ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Досліджено вплив різної конфігурації розрядного контуру на амплітудні значення імпульсного струму та динамічного навантаження при електродинамічній дії. Показано вплив імпульсного струму, динамічного навантаження, а також їх суперпозиції на зміну структури алюмінієвого сплаву АМг6.

Ключові слова: електродинамічний вплив, імпульсний струм, динамічне навантаження, мікроструктура, мікротвердість, алюмінієвий сплав, гарячі тріщини, пластична деформація, зарядна напруга, розрядний контур.

Методы обработки металлических материалов и их сварных соединений воздействием импульсных электромагнитных полей находят все более широкое применение при регулировании напряженного состояния элементов сварных конструкций. [1, 2].

Одним из таких методов является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на совместном импульсном воздействии электрического тока и динамического давления на токопроводящие материалы.

Электродинамическое воздействие на металл при ЭДО реализуется посредством контакта рабочего электрода с поверхностью металла в момент разряда емкостного накопителя энергии и является результатом совместного воздействия динамической нагрузки и импульсного тока на обрабатываемый материал. Исследования проводили, оценивая влияние на эффективность обработки параметров электродинамического воздействия, таких как зарядное напряжение и емкость накопителя, амплитудные значения импульсного тока и параметры динамического давления [3]. В процессе прохождения токового разряда в обрабатываемом материале инициируются электроимпульсные процессы, связанные с механизмом электропластичности [4], а так же динамические процессы, определяемые формированием в материале волн нагрузки. Результатом совместного протекания электропластических и динамических процессов при прохождении импульсного тока через обрабатываемое изделие является изменение структуры материала. При этом до настоящего времени вопросам изучения вклада каждого из двух перечисленных механизмов в структурообразование металлических материалов при ЭДО не уделялось необходимого внимания. Следует отметить, что изменение структуры обработанной поверхности может влиять на механические характеристики материала, например, на сопротивление усталости.

© Лобанов Леонід Михайлович, академік НАН України, заступник директора ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Пащин Микола Олександрович, Міходуй Ольга Леонідівна, канд. техн. наук, наукові співробітники цього ж інституту, Соломійчук Тетяна Григорівна, Черкашин Александр Володимирович — інженери цього ж інституту.

Цель настоящей работы — исследовать влияние параметров электродинамического воздействия, таких как импульсный ток и динамическая нагрузка, на изменение структуры алюминиевого сплава АМг6 в зоне ЭДО.

Эффективность ЭДО определяется совместной работой элементов разрядного контура, входящих в состав устройства для ЭДО, в период времени, соответствующий разряду емкостного накопителя. Использовали различные варианты схем разрядного контура, представленные на рис. 1, а-в.

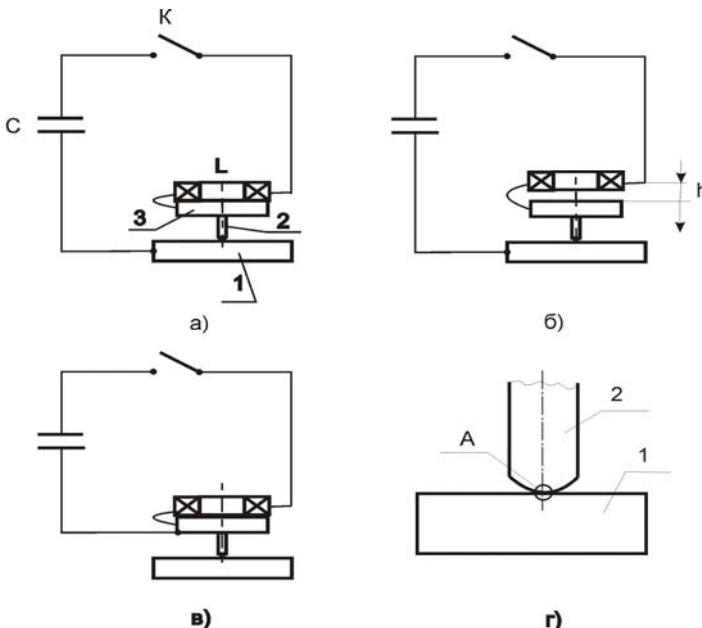


Рис. 1. Различные схемы разрядного контура при ЭДО:

разряд тока проходит через плоский индуктор L, диск (поз. 3), электрод (поз. 2) и образец металла (поз. 1), где С — емкостной накопитель, К — контактор (а); разряд тока проходит аналогично (а), но между плоским индуктором и диском выставлен воздушный зазор h (б); разряд тока проходит через плоский индуктор и диск (в), структурообразование зоны А при сопряжении контактных поверхностей металла (1) и электрода (2) по условию “плоскость–сфера” (г)

В настоящей работе использовали установку для ЭДО, принцип работы которой изложен в [5], конструктивные особенности элементов разрядного контура, обеспечивающих электродинамическое воздействие на обрабатываемый металл — в [3]. В состав установки входили емкостной накопитель С, плоский индуктор L, электрод медный (рис. 1, а, поз. 2) и диск (поз. 3) из неферромагнитного материала. Накопитель С предназначен для инициирования разряда импульсного электрического тока в обрабатываемый металл (поз. 1) в момент замыкания контактора К. При прохождении разряда через индуктор L в нем возбуждается импульсное магнитное поле, которое, за счет электродинамического взаимодействия с диском обеспечивает передачу динамической нагрузки электрода на металл. Таким образом, эффективность ЭДО определяется взаимодействием двух параметров — динамической нагрузки, задаваемой взаимодействием элементов “индуктор (L) + диск (поз. 3) + электрод (поз. 2)” и электропластического эффекта, возникающего вследствие прохождения импульсного электрического тока через обрабатываемый материал (поз. 1).

Исследовали влияние различных схем разрядного контура на параметры электродинамического воздействия при ЭДО, такие как амплитудные значения силы импульсного тока I и динамической нагрузки P в период времени разряда емкостного накопителя. Измерения I и P выполняли на аппаратурном комплексе, принцип работы которого изложен в [3]. Значения импульсного тока I регистрировали бесконтактным методом пояса Роговского, параметры динамической нагрузки P — при помощи пьезоэлектрического датчика давления, а в качестве обрабатываемого материала применяли цилиндрический образец из алюминиевого сплава АМг6 диаметром и высотой соответственно 8,0 и 10,0 мм [3].

Использовали три варианта схемы, в которых было реализовано как совместное воздействие динамической нагрузки и импульсного тока на металл, так и каждого из перечисленных факторов в отдельности.

В первом варианте схемы (рис. 1, а) разрядный ток протекал через индуктор L , диск (поз. 3), электрод (поз. 2) и обрабатываемый металл (поз. 1). В этом случае параметры I и P определялись электродинамическим взаимодействием элементов контура, таких как “индуктор + диск” и “электрод + металл”.

При втором варианте (рис. 1, б) индуктор L был удален от диска на расстояние $h = 10$ мм, но входил в состав контура. Это исключало фактор динамического давления индуктора на диск при сохранении равенства сопротивлений разрядных цепей (рис. 1, б) и (рис. 1, а). Так как влияние магнитного поля на металл при данной схеме обработки незначительно, то влияние изменения индуктивности магнитного поля при удалении индуктора на структурные особенности сплава АМг6 не учитывалось.

В третьем варианте (рис. 1, в) разрядный контур был замкнут на индуктор L и диск, что исключало прохождение тока через обрабатываемый металл и позволяло оценить вклад динамической нагрузки P , как результат взаимодействия элементов контура “диск + электрод” в электродинамическое воздействие при ЭДО.

Исследования влияния различных схем разрядного контура на параметры P и I проводили при значении зарядного напряжения U емкостного накопителя, которое составляло 500 В. Суммарная емкость батареи конденсаторов марки EVOXRIFA 2200, входящих в состав разрядного контура, составляла 6600 мкФ. Погрешность измеряемых параметров электродинамического воздействия не превышала 5%.

Амплитудные значения импульсного тока I и динамической нагрузки P при различных схемах разрядного контура представлены на рис. 2. Из рисунка видно, что при использовании схем, реализующих воздействия тока и динамической нагрузки (рис. 1, а), а так же только динамической нагрузки (рис. 1, в) значения I_{max} находились в диапазоне значений 2908–3080 А (рис. 2, а, в, кривая 1), которые при заявленной погрешности измерений можно принять близкими. В то же время если максимальное значение динамической нагрузки P_{max} для варианта (рис. 1, а) составляло 20461 Н (рис. 2, а, кривая 2), то для варианта, при котором обрабатываемый материал исключен из разрядного контура и находится под воздействием только динамической нагрузки (рис. 1, в), P_{max} не превышало 17895 Н (рис. 2, в, кривая 2), что меньше предыдущего на 12%. Повышенные значения P_{max} для контура, представленного на рис. 1, а по сравнению с рис. 1, в можно объяснить совместным воздействием элементов контура, таких как “индуктор + диск” и “электрод + металл” на обрабатываемый металл. В варианте, показанном на рис. 1, в, действие пары “индуктор + диск”

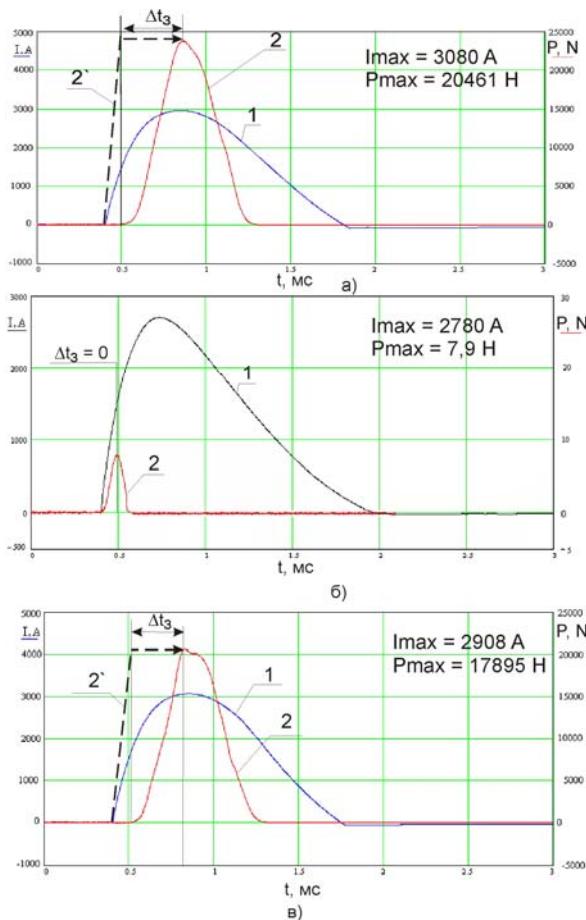


Рис. 2. Амплитудные значения импульсного тока I (кривая 1) и динамического давления P (кривая 2) при различных схемах разрядного контура для ЭДО: значения I и P определяются схемой разрядного контура на рис. 1, а (... t_3 – период рассогласования между теоретическим (кривая 2*) и истинным (кривая 2) значениями P) (а); б) –/– на рис. 1, б; в) –/– на рис. 1, в

исключено и металл подвержен воздействию только динамической нагрузки. При этом периоды времени воздействия параметров I и P на металл для двух рассматриваемых вариантов схемы были сопоставимы между собой и не превышали соответственно 1,42 и 0,87 мс (рис. 2, а, в).

Иную картину распределения значений I и P наблюдали при отсутствии динамической нагрузки в варианте схемы контура, когда индуктор был удален

от диска (рис. 1, б). Так, период действия импульсного тока I составлял 1,62 мс, а максимальная величина тока I_{max} составляла 2780 А (рис. 2, б, кривая 1). При этом скорости нарастания и спада тока в случае удаленного индуктора (рис. 1, б) были соответственно 8687 и 2138 А/мс. Таким образом, уменьшение индуктивности рассматриваемого контура, при равных значениях зарядного напряжения и, соответственно, энергии накопителя, приводит к увеличению скорости нарастания импульсного тока более чем в семь раз, а убывания — в два. Максимальное значение динамической нагрузки P_{max} при удаленном индукторе составляло 7,9 Н, а период действия — 0,16 мс, (кривая 2, рис. 2, б). Абсолютные значения скоростей нарастания/убывания значений P на рис. 2, б (соответствует схеме рис. 1, б) были 79 Н/мс.

Значения P_{max} , определяемые взаимодействием пары “электрод + металл”, соответствуют по времени значению импульсного тока, равному $0,5 I_{max}$, что видно из соотношения пиков кривых 1 и 2 (рис. 2, б), и подтверждается современными представлениями о механизме электромагнитных воздействий на особенности деформирования конструкционных материалов[6].

При реализации схем контура, представленных на рис. 1, б, (динамическая нагрузка отсутствует), электродинамическое воздействие определяется парой “электрод + металл”. В этом случае максимальные значения импульсного тока I_{max} , инициирующего механизмы электропластичности, соответствуют по времени динамической нагрузке $P = 0$ при удаленном от диска индукторе L .

(кривые 1, 2, рис. 2, б), следствием чего является несовпадение по времени составляющих электродинамического воздействия.

Исходя из вышесказанного, теоретические реальные кривые нарастания динамической нагрузки P при реализации схем разрядного контура с индуктором (рис. 1, а, в) имеют вид, представленный на рис. 2, а, г (соответственно кривые 2* и 2). Теоретические и истинные значения скоростей нарастания P для базового варианта схемы, показанной на рис. 1, а, были соответственно 204610 и 40922 Н/мс, что свидетельствует о том, что при заявленных электрических параметрах контура реальное нарастание нагрузки происходит в пять раз медленнее теоретического. При реализации схемы воздействия динамической нагрузки (рис. 1, г) теоретические и истинные скорости ее нарастания были соответственно 178950 и 39766 Н/мс, то есть реальное нарастание P было меньше теоретического в 4,5 раза. При сравнении относительных значений теоретических и реальных скоростей нарастания P для вариантов контура, показанных на рис. 1, а и рис. 1, г, которые соотносятся как 5/4,5, можно заключить, что электродинамическое взаимодействие пары "электрод + металл" не только повышает максимальные значения амплитуды динамической нагрузки P (о чем было сказано выше), но и интенсифицирует процесс ее нарастания.

Следует отметить, что периоды запаздывания t_3 между теоретическим (кривые 2*) и истинным (кривые 2) расположением значений P_{max} на временной шкале (рис. 2, а, в) обеспечивают совпадение по времени составляющих электродинамического воздействия на обрабатываемый материал. Процесс запаздывания реального нарастания динамической нагрузки P по сравнению с теоретической на период рассогласования — t_3 можно объяснить пластическим деформированием поверхности обрабатываемого металла при ее контактном взаимодействии со сферической поверхностью электрода в момент разряда емкостного накопителя. При этом периоды t_3 для вариантов контура (рис. 1, а) и (рис. 1, в) составляют соответственно 0,38 и 0,32 мс. Большее значение t_3 для контура, реализующего две составляющие электродинамического воздействия, можно объяснить влиянием пары "электрод + металл", инициирующей эффект электропластичности, следствием которого является пониженное сопротивление материала деформированию [4] при ЭДО.

Проводили металлографические исследования, показывающие влияния электродинамических воздействий при различных схемах разрядного контура (рис. 1) на изменения структуры сплава АМг6.

Образцы для изучения структуры металла изготавливали по стандартной методике с применением алмазных паст различной дисперсности. Для выявления микроструктуры образцы подвергались химическому травлению в 0,5% водном растворе плавиковой кислоты. Металлографические исследования осуществляли на микроскопе NEOPHOT-32 при различных увеличениях. Цифровое изображение микроструктур получали с помощью фотокамеры С-3000 OLIMPUS. Твердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере M-400 LECO при нагрузке 25 гр.

Исследование образцов сплава АМг6 без применения ЭДО показало, что микроструктура основного металла (рис. 3) однотипна и представляет собой светлую матрицу (α — твердый раствор) с выделением двух фаз — темнотравящейся, ориентированной вдоль направления проката и мелкой светло серой фазы, расположенной как по телу зерна, так и по границам зерен в виде цепочек. Темная фаза представляет собой β -фазу (Mg_5Al_8), а светлая — силицид магния (Mg_2Si).



Рис. 3. Микроструктура сплава АМг6 без применения ЭДО, $\times 500$

Анализируя изменение структуры сплава АМг6, вызванного ЭДО, реализуемыми при различных составляющих разрядного контура, представленных на рис. 1, можно видеть, что максимальное влияние на металл оказывает совместное воздействие

импульсного тока и динамической нагрузки, реализуемое при схеме контура, показанной на рис. 1, а. В зоне контактного взаимодействия электрода и металла (соответственно поз. 1 и поз. 2 на рис. 1, а) формируется полусферическая лунка диаметром и высотой соответственно 3,0 и 0,35 мм (рис. 4, а). В приповерхностном слое обработанного металла имеет место измельчение его структуры (по сравнению с необработанным — рис. 3), неупорядоченностью ориентации β -фазы относительно направления проката (рис. 4, б), а так же увеличением ее доли в фазовом составе сплава АМг6. Микроструктура металла у поверхности лунки имеет отличия в средней части (зона А, рис. 4, а), а так же по краям лунки (Б1 и Б2) в местах ее выхода на недеформированный металл.

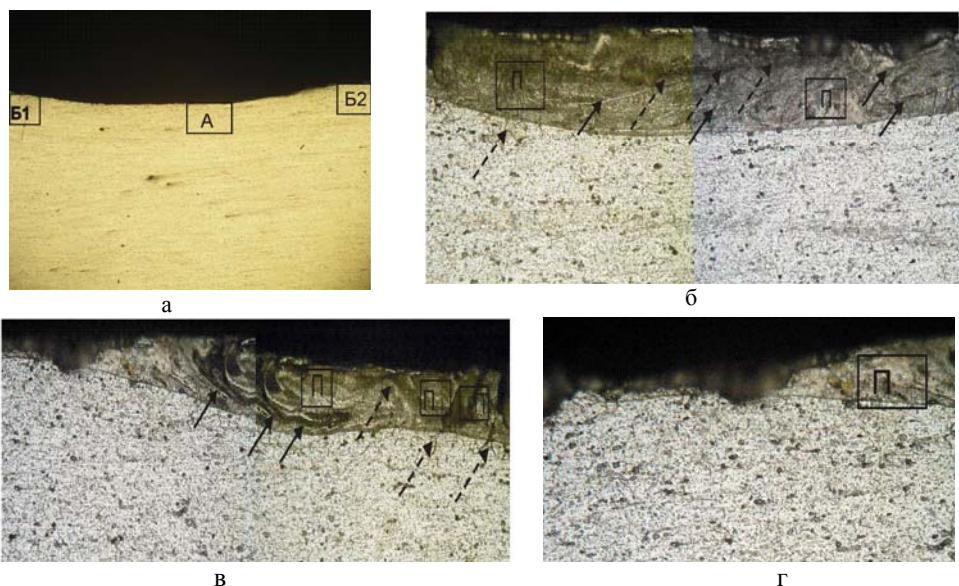


Рис. 4. Эволюция структуры сплава АМг6 после ЭДО по схеме на рис. 1, а: общий вид полусферической лунки ($\times 25$), где зоны А и Б1- Б2 соответствуют рис. 1, г и рис. 1, д (а); микроструктура приповерхностного слоя зоны А ($\times 500$), где зона П — оплавленная структура, сплошные и пунктирные стрелки — соответственно деформированная и расслоенная структура (б); -//— зоны Б1 ($\times 500$), где обозначения аналогично рис. 4, б (в); -//— зоны Б2 ($\times 500$), где зона П — оплавленная структура (г)

Зона А занимает до 10% площади поверхности лунки, имеет развитую микроструктуру, которая характеризуется наличием чередующихся участков

оплавленного и деформированного металла глубиной до 100 мкм. Структурообразование зоны А определяется контактным взаимодействием сферического торца электрода с плоской поверхностью обрабатываемого металла в начальный период электродинамического воздействия. Из рис. 2, а, отражающего временное соотношение гармоник импульсного тока I и динамической нагрузки P , можно видеть, что в период $t = 0-0,09$ мс нарастание значения I от 0 до 1500 А происходит при $P = 0$, что определяет условия контакта пары "металл–электрод", как сопряжение поверхностей "плоскость(металл)–полусфера(электрод)" (рис. 1, г). Площадь сопряжения электрода с поверхностью металла при $P = 0$ составляет $0,2 \text{ мм}^2$ и, соответственно, плотность j импульсного тока I при $t = 0,09$ мс достигает $j = 7,5 \text{ кА/мм}^2$, что вызывает оплавление в зоне контакта в форме кратера (зона П, рис 4, б). Следует отметить, что нарастание динамического давления вызывает пластическое деформирование нагретого металла в зоне оплавления (сплошные стрелки на рис. 4, б), следствием которого является локальное расслоение его структуры с образованием горячих микротрещин (пунктирные стрелки на рис. 4, б).

При нарастании P до максимальных значений $P = 20461 \text{ Н}$ значения j снижаются до $j = 0,44 \text{ кА/мм}^2$, при котором фаза плавления отсутствует, а сопряжение контактных поверхностей соответствует условию "сфера–сферическая лунка". Микроструктура металла между зонами А и Б на рис. 4, а соответствует представленной на рис. 4, б. При этом структура краевых участков лунки в зонах Б1 и Б2 различаются между собой. При оценке геометрических характеристик краевых участков на рис. 4, а можно видеть, что зона Б1 имеет четко выраженный край в форме зубца, в то время как зона Б2 плавно переходит в основной металл. Форма краевых участков свидетельствует о том, что со стороны зоны Б2 имел место выплеск расплавленного металла на завершающей стадии процесса идентирования электрода в обрабатываемый материал. При этом со стороны зоны Б1 осуществлялось контактное взаимодействие электрода с поверхностью металла, находящегося в твердой фазе.

Структурный анализ зоны Б1 (рис. 4, в) показал наличие участков интенсивного пластического деформирования (сплошные стрелки на рис. 4, в), чередующихся с оплавленными зернами (зона П) и горячими микротрещинами (пунктирные стрелки). По сравнению с зоной А зона Б1 отличается большими объемами пластически деформированного металла, что видно при сравнении рис. 4, б и рис. 4, в. Это можно объяснить тем, что формирование зоны Б1 происходит на завершающей стадии динамической нагрузки P , которая соответствует максимальному идентированию электрода в обрабатываемый металл. Из рис. 2, а видно, что после достижения P_{\max} динамическая нагрузка снижается до нулевых значений, но при этом затухание импульсного тока происходит медленнее и при $P = 0$ значения I составляют $2,2 \text{ кА}$, что соответствует значению плотности тока $j = 0,31 \text{ кА/мм}^2$, при котором плавления не наблюдали. В то же время на переходном участке от лунки к основному металлу в зоне Б2 образуется зона перегретого металла, плавление и выплескивание которой наступает при некритических значениях $j = 0,31 \text{ кА/мм}^2$. Наличие оплавленных участков в зоне Б2 подтверждается анализом структуры металла, представленной на рис. 4, г (зона П), а отсутствие пластического деформирования и трещинообразования можно объяснить выплескиванием незначительного объема расплавленного металла.

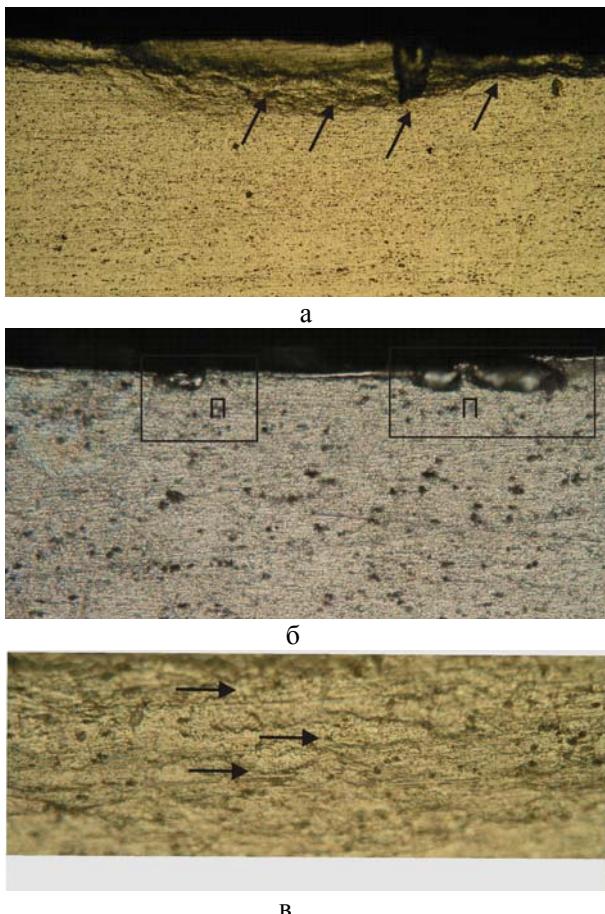


Рис. 5. Эволюция структуры сплава АМгб после ЭДО по схеме на рис. 1, в: общий вид полусферической лунки ($\times 100$), где зона Д — деформированная структура (а); участки оплавленной структуры — зона П ($\times 500$) (б); увеличенный фрагмент деформированной структуры — зона Д ($\times 500$) на рис. 5, а (стрелками указаны направления линий пластической деформации) (в)

При динамической нагрузке по схеме ЭДО, соответствующей рис. 1, в, форма и размеры лунки близки с представленными ранее. При этом по всей площади контакта электрода на поверхности металла наблюдали развитую пластически деформированную структуру (стрелки на рис. 5, а) с точечными включениями участков оплавленных зерен (рис. 5, б, зона П) в средней части лунки. Следует отметить, что при схеме контура, реализующей чисто динамическую нагрузку по нормали к обрабатываемой поверхности, тепловое воздействие импульсного тока, вызываемое контактным сопротивлением пары “электрод–металл”, исключено. В данном варианте схемы контура имеет место контакт поверхностей из разнородных материалов (медь + алюминий). Согласно [7], в этом случае в течение цикла нагрузки-разгрузки на периферии области взаимодействия пары электрод–металл возникает проскальзывание и трение контактных поверхностей, с сопутствующим выделением тепла. В режиме высокочастотного нагружения, характерного для ЭДО, что подтверждают значения Р (кривые 2, рис. 2), количество выделяемого тепла может вызывать локальное оплавление контактных поверхностей. Таким образом, единственной причиной возникновения участков с оплавленной структурой зерна (зона П, рис. 5, б) является энергия упруго-пластической деформации, частично преобразуемая в тепловую. Диссипация тепловой энергии вызывает локальное оплавление структуры за период времени, соответствующий завершающей фазе идентирования электрода в обрабатываемый металл. Это под-

тврдяє місце розташування оплавленних елементів в центральній частині лунки, де оброблюваний метал підвержений максимальним динамічним напруженням, величина яких, на основі даних рис. 1, в з урахуванням максимальної площини контактного пятна — 7 mm^2 , досягає значення 2560 МПа, що на порядок вище динамічного порога текучості сплаву AMg6 [9]. При цьому оплавлений метал не оказує значущого впливу на еволюцію структуроутворення сплаву AMg6 під динамічною навантаженням, так як співвідношення оплавленої та деформованої структур в зоні контактного взаємодіївства відповідно 1% та 99%. Слід зазначити кратковременність утворення та затвердіння рідкої фази, що виключає утворення горячих тріщин.

Проводили порівняння мікроструктур деформованих елементів, отриманих під динамічною навантаженням з супутнім пропусканням імпульсного струму (рис. 4, д) через оброблюваний метал за схемою (рис. 1, а) та під чисто динамічною навантаженням (рис. 5, в) за схемою (рис. 1, в). При порівнянні мікроструктур, зображені на рис. 4, д та рис. 5, в, можна помітити, що відсутність електричного впливу призводить до менш розвиненої структури деформованого металу, для якої характерно упорядочене розташування ліній деформацій (стрілки на рис. 5, в), напрямлення яких паралельні площині поверхні металу.

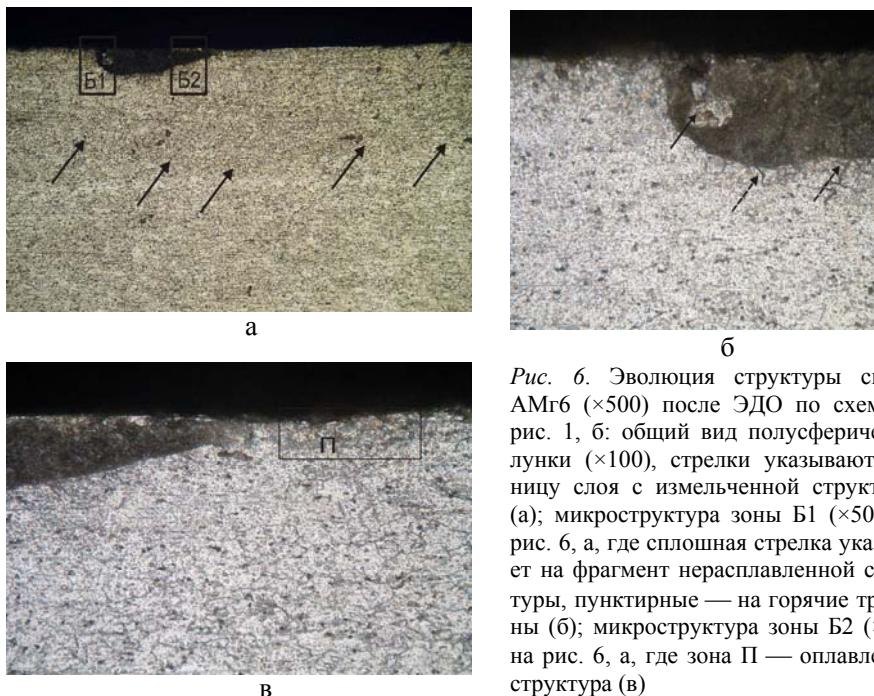


Рис. 6. Еволюція структури сплаву AMg6 ($\times 500$) після ЭДО за схемою на рис. 1, б: а: загальний вигляд півсферичної лунки ($\times 100$), стрілки вказують межу шару з дробленою структурою (а); мікроструктура зони Б1 ($\times 500$) на рис. 6, а, де сплошна стрілка вказує на фрагмент нерасплавленої структури, пунктирні — на горячі тріщини (б); мікроструктура зони Б2 ($\times 500$) на рис. 6, а, де зона П — оплавлена структура (в)

Наименше підвержена впливу електродинамічних впливів структура металу, оброблена тільки імпульсним струмом (рис. 6) за схемою розрядного контура (рис. 1, б). В порівнянні з описаними раніше варіантами схем розрядного контура, при обробці імпульсним струмом лунка, відповідна ідентифікації електроду в оброблюваний метал, практично відсутня. На зображеній мікрофотографії (рис. 6, а) можна помітити, що область електричного контакту має каплеобразну несиметричну форму з характерними переходами до основному металу (зона Б1 та Б2, рис. 6, а). При цьому вблизі обробленої поверхні за зонами контакту має місце збільшення частини β -

фазы, а так же ее эволюция, характеризуемая измельчением структуры и неупорядоченностью относительно направления проката. Граница измельченной структуры обозначена стрелками на рис. 6, а. Более детальное изучение зоны Б1 (рис. 6, б) показало, что в зоне контакта наблюдается оплавленная структура с включениями нерасплавленных зерен (сплошная стрелка на рис. 6, б) и горячих микротрещин по границам кристаллитов (пунктирная стрелка). На основании рис. 6, б можно сделать вывод о том, что в зоне Б1 имеет место неравномерное распределение тепловых потоков, выделяемых в металле при контактном сопротивлении в момент прохождения импульса тока. Наименьшее количество тепла приходится на краевой участок с нерасплавленными зернами (сплошная стрелка), где горячие трещины отсутствуют. Более интенсивное тепловыделение, характеризуемое образованием горячих трещин, имеет место на границе пятна (пунктирные стрелки). Наличие межкристаллитных горячих трещин свидетельствует о наличии жидкой фазы в момент прохождения импульса тока, при последующем охлаждении которой наблюдали проявление ячеистой структуры, ориентированной в поперечном направлении относительно границы раздела между контактным пятном и основным металлом. Детальное рассмотрение зоны Б2 (рис. 6, в) показало, что зона максимума термического влияния импульсного тока располагается на границе контактного пятна и основного металла.

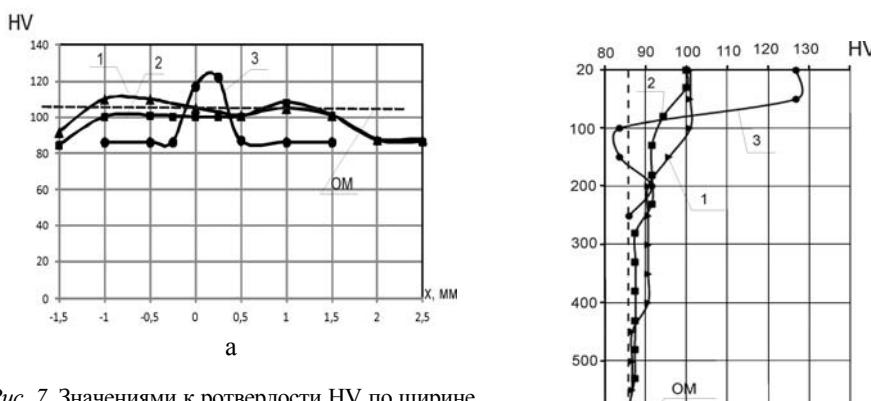


Рис. 7. Значениями к ротвердости HV по ширине (ось X–X) и толщине (ось Y–Y) образцов сплава АМг6, обработанных при различных схемах разрядного контура, где - - - средние значения $\langle HV_0 \rangle$ для не обработанного металла: значения HV по оси X–X, где кривая 1 — динамическая нагрузка, 2 — совместное воздействие импульсного тока и динамической нагрузки, 3 — воздействие импульсного тока (а); значения HV по оси Y–Y, где кривые 1–3 аналогично рис. 1, а (б)

Данный факт подтверждает наличие протяженного участка оплавленных зерен на поверхности основного металла (зона П, рис. 6, в). При этом направление теплового потока ориентировано параллельно поверхности обрабатываемого металла, о чем свидетельствует отсутствие горячих трещин в зоне Б2.

Проводили оценку распределения микротвердости HV образцов сплава АМг6 при различных схемах электродинамического воздействия, представленных на рис. 1. Необходимость исследования изменения HV в продольном и поперечном сечениях образцов продиктована необходимостью определения границы зоны распространения структуры, эволюционирующей в результате обработки материала по различным схемам. Значения HV при различных схемах обработки представлены на рис. 7. При этом средняя ве-

личина $\langle HV_0 \rangle$ для необработанного сплава АМг6 составляла 82–90 единиц.

Анализируя характер распространения зоны влияния электродинамических воздействий по ширине образцов, можно заключить, что при динамической нагрузке по схеме на рис. 1, в и совместном воздействии нагрузки и импульсного тока (схема на рис. 1, а) границы эволюционирующей структуры практически совпадают с диаметром контактной зоны идентификации электрода в обрабатываемый металл. Как сказано выше, диаметр контактного пятна для двух приведенных вариантов не превышает 3,0 мм, а из рис. 7, а можно видеть, что кривые 1 и 2 на рис. 7, а, соответствующие распределениям HV для вариантов чистой нагрузки и смешанного воздействия, достигают исходных значений $\langle HV_0 \rangle$ на расстоянии 1,5 мм от центра зоны контакта. При этом некоторое превышение значений HV для варианта чистой нагрузки (кривая 1) по сравнению со смешанным воздействием (кривая 2) можно объяснить локальным деформационным упрочнением сплава АМг6 в зоне идентификации. Пониженные значения HV на кривой 2 связаны с разупрочнением металла, вызванным термическим воздействием импульсного тока, что подтверждается наличием оплавленных участков (зона П, рис. 4, в). Иной характер распределения величин HV по ширине образца имеет место при реализации импульсного токового воздействия на металл по схеме, представленной на рис. 1, б. Как видно из кривой 3 рис. 7, а, измененная в результате токового воздействия структура локализована на расстоянии от центра контактной зоны, не превышающего 0,5 мм. При этом распределение значений HV несимметрично относительно центра, что подтверждают геометрические характеристики пятна контакта (рис. 6, а). Это можно связать с описанными выше нестационарными быстро текущими процессами нагрева–охлаждения металла в зоне контактного взаимодействия, имеющими место при импульсном токовом воздействии. В результате в контактной зоне присутствуют фрагменты нерасплавленного металла, горячие микротрешины и оплавленные дендриты (рис. 6), а также псевдоэвтектические выделения, образующиеся в результате неравновесной кристаллизации [10], формирование которых приводит к резкому повышению значений HV в центре пятна.

Представляет интерес анализ распределения измененной структуры по толщине металла (рис. 7, б), из которого можно видеть, что глубина проникновения ЭДО при всех рассмотренных схемах разрядного контура (рис. 1) не превышает 300 мкм. При этом соотношение кривых 1 и 2, описывающих распределение значений HV для схем контура аналогично рис. 7, а, подтверждает высказанное ранее предположение о роли деформационного упрочнения и термического разупрочнения в структурообразовании при ЭДО. Зона распространения повышенной твердости для варианта импульсного токового воздействия (кривая 3) не превышает 100 мкм, что свидетельствует о ее незначительном влиянии на эволюцию структуры сплава АМг6 при его обработке (рис. 1, б).

При сравнении изменений структуры сплава АМг6, возникающих в результате ЭДО при различных схемах разрядного контура, можно заключить, что наибольшее влияние на металл оказывает совместное воздействие импульсного тока и динамической нагрузки (рис. 1, а), а наименьшее — только тока (рис. 1, б). Обработка с применением только динамической нагрузки (рис. 1, в) является промежуточным вариантом, по степени воздействия близким к схеме, показанной на рис. 1, а, но при минимальном оп-

лавлении зерен. В результате проведенных исследований, например [9], установлено, что совместное воздействие импульсного тока и динамической нагрузки является наиболее эффективным с позиций регулирования напряженного состояния поликристаллических структур по сравнению с влиянием каждой из составляющих. Исходя из вышесказанного, при электродинамической обработке металлических материалов целесообразно применение схемы, показанной на рис. 1, а, но с последующим механическим удалением (полированием) приповерхностного слоя обработанного металла. Следует отметить, что электродинамическая обработка предназначена главным образом для регулирования напряженного состояния сварных соединений и объектом воздействия является наплавленный металл шва. Механическое снятие же усиления сварного шва не является сложной технологической операцией.

Выводы

Разработана экспериментальная методика, на базе которой исследовано влияние различной конфигурации разрядного контура на амплитудные значения импульсного тока и динамической нагрузки при электродинамических воздействиях (ЭДО).

Показано влияние импульсного тока, динамической нагрузки, а так же их совместного воздействия на изменение структуры алюминиевого сплава АМг6 в зоне электродинамического воздействия (ЭДО).

На основе данных структурного анализа показано, что максимальное изменение структуры сплава АМг6 в зоне ЭДО имеет место при совместном воздействии импульсного тока и динамической нагрузки, а минимальная — при воздействии только импульсного тока.

Разработана экспериментальная методика, на базе которой исследовано влияние различной конфигурации разрядного контура на амплитудные значения импульсного тока и динамической нагрузки при электродинамических воздействиях. Показано влияние импульсного тока, динамической нагрузки, а так же их суперпозиции на изменение структуры алюминиевого сплава АМг6. На основе данных структурного анализа показано, что максимальная деградация структуры сплава АМг6 имеет место при суперпозиции воздействий импульсного тока и динамической нагрузки, а минимальная — при воздействии только импульсного тока.

Ключевые слова: электродинамическое воздействие, импульсный ток, динамическая нагрузка, микроструктура, микротвердость, алюминиевый сплав, горячие трещины, пластическая деформация, зарядное напряжение, разрядный контур.

The evaluation of parameters of pulsed current and dynamic pressure at electrdynamic treatment was performed, based on the developed experimental procedure. Was showed the influence of current and pressure on the modification micro-structure and micro-hardness of aluminum alloy AMg6.

Keywords: aluminiym alloy, pulsed current, charge voltage, electrodynamic treatment, dynamic load, hot crack, plastic distortion, micro-ststructure, micro-hardness.

1. *Лобанов Л. М.* Исследование влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. – 2005. – № 11. – С. 28–32.
2. *Степанов Г. В.* Перераспределение остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев и др. // Проблемы прочности. – 2011. – № 3. – С. 123–131.
3. *Лобанов Л. М.* и др. Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, И. П. Кондратенко, Н. А. Пащин и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 1. – С. 3–7.
4. *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы* / Ю. В. Бааранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Аврамов и др. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
5. *Лобанов Л. М.* Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Там же. – 2006. – № 5. – С. 28–32.
6. *Стрижало В. А.* Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей / В. А. Стрижало, Л. С. Новогрудский, Е. В. Воробьев. – К.: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ. – 2008. – 504 с.
7. *Механика контактного взаимодействия*: Джонсон – К.: Мир, 1989. – 510 с.
8. *Лобанов Л. М.* Эффективность электродинамической обработки сварных соединений сплава АМг6 различной толщины / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, О. Л. Миходуй // Автомат. сварка. – 2012. – № 3. – С. 12–16.
9. *Альшиц В. И.* Движение дислокаций в кристаллах NaCl при комбинированном воздействии механических и электромагнитных импульсов, создаваемых электронным пучком / В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, М. А. Легеньков и др. // Физика твердого тела. – 1999. – Т. 41, Вып. 11. – С. 2004–2006.
10. *Ливанов А. А.* Влияние режимов термической обработки на склонность к коррозии под напряжением и механические свойства алюминиево-магниевых сплавов с высоким содержанием магния. – М.: Изд-во АН СССР. – 1962. – Т. 3. – 224 с.

УДК 621.9

О. Б. Згалат-Лозинський, Л. В. Соляник, А. В. Рагуля

НАНОКЕРАМІКА НА ОСНОВІ НІТРИДУ КРЕМНІЮ: РОЗРОБКА НОВОГО ПОКОЛІННЯ РІЖУЧОГО ІНСТРУМЕНТУ

На прикладі наноматеріалів на основі нітридів кремнію та титану досліджено процес отримання нанокомпозитів в формі ріжучих пластин в малих партіях використовуючи традиційне напівпромислове обладнання. Тестуванням в процесі обробки різанням різних матеріалів для визначення області використання нанокомпозитів визначено, що найбільшу стійкість у випробуваннях по різанню латуні та сталей виявили зразки нанокераміки складу 60% (мас.) TiN–40% (мас.) Si_3N_4 , 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 та 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3). Для даних матеріалів досягнуто глибини різання до 1 мм при швидкості подачі 0,32 мм/об.

Ключові слова: наноматеріали на основі нітридів кремнію та титану, ріжучі пластини.

В світі постійно зростає кількість досліджень по отриманню і застосуванню наноматеріалів в різних галузях науки і техніки [1, 2]. За останні десятиліття виготовлення нанопорошків різних матеріалів вийшло на промисловий рівень та досягло декількох тон на рік. Також були розроблені технології, що дозволяють консолідувати нанопорошки та отримувати нанокомпозиційні матеріали різного призначення. Проте широке промислове використання таких матеріалів спостерігається лише в електронній, хімічній і фармакологічній промисловості, в інших галузях, таких як обробна промисловість та машинобудування очікуваного широкого впровадження наноматеріалів не досягнуто [2]. Основними проблемами в даному випадку є вартість нанопорошків та складність роботи з ними, а також слабкий взаємозв'язок в ланцюжку виробник нанопорошків — виробник наноматеріалів — кінцевий споживач.

В нашому дослідженні на прикладі наноматеріалів на основі нітридів кремнію та титану досліджено процес отримання нанокомпозиту в формі ріжучих пластин в малих партіях. Використовували традиційне напівпромислове обладнання з тестуванням в процесі обробки різанням різних матеріалів для визначення області його використання.

Об'єктами дослідження були нанопорошки нітриду титану та нітриду кремнію, а також суміші нанопорошків 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 та 50% (мас.) TiN–40% (мас.) Si_3N_4 отримані одночасним синтезом в плазмі (виробник PCT LTD, Латвія). Характеристика первинних порошків наведена в табл. 1.

Суміші нанопорошків в системі TiN– Si_3N_4 були приготовлені механічним змішуванням в планетарному млині Pulverizette 6 (Fritsch GMBH, Німеччина) при 600 об./хв. Барабан для змішування та кулі були виготовлені з нітриду кремнію.

Під час змішування в суміш було додано оксиди ітрію та алюмінію (4% (мас.) Al_2O_3 –6% (мас.) Y_2O_3) для формування рідкої фази під час спікання. Характеристика композитів, що досліджувались до та після термообробки, представлена в табл. 1.

© Остап Броніславович Згалат-Лозинський, Леонід Васильович Соляник, наукові співробітники Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Анорій Володимирович Рагуля, заступник директора цього ж інституту, член-кореспондент НАН України.

Таблиця 1

Нанопорошки та суміші нанопорошків

Нанопорошок, % (мас.)	Питома поверхня, г/см ³	Розмір частинок, нм	[O], ваг. %
TiN	25,7	~70	1,81
80 TiN–20 Si ₃ N ₄	107 ± 10	50–70	3,2
60 TiN–40 Si ₃ N ₄	122 ± 10	50–70	2,8
Si ₃ N ₄	70	30–50	2,1

Сушіння готової суміші нанопорошків було проведено на ротаційному вакуумному випаровувачі. Суміші нанопорошків було сформовано в пресовки — пластиини 15 × 15 × 7 мм. Активацію поверхні та видалення небажаних домішок проводили в трубчастій печі в потоці водню при температурах до 500–600 °C зі швидкістю 150–200 °C/год та витримкою до 4 г.

Після термообробки пресовки евакуювали в герметичний рукавичний бокс заповнений азотом для захисту їх від окислення впродовж періоду зберігання до консолідації. Зміна пористості після операцій термообробки та консолідації представлена в табл. 2.

Таблиця 2

Характеристики композитів на основі нітридів кремнію та титану

Склад композиту, % (мас.)	Поруватість пресовки до термообробки, %	Поруватість пресовки після термообробки, %	Поруватість спеченого зразка, %
80 TiN–20 Si ₃ N ₄	51	52	0,9
60 TiN–40 Si ₃ N ₄	54	55	1,6
20 TiN–80 Si ₃ N ₄ (Y ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃)	52	57	0,5
40 TiN–60 Si ₃ N ₄ (Y ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃)	56	57	0,7
60 TiN–40 Si ₃ N ₄ (Y ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃)	51	56	0,7
80 TiN–20 Si ₃ N ₄ (Y ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃)	51	56	0,9

Спікання нанокомпозитів було проведено в напівпромисловій вакуумно-газовій високотемпературній печі BHBE-1.3.1 (рис. 1). Метою даної операції було визначення можливостей трансферу лабораторних технологій в промислових масштабах та визначення гомогенності спечених зразків в формі ріжучих пластин.

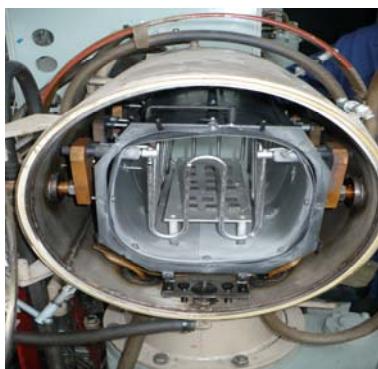


Рис. 1. Напівпромислова вакуумно-газова високотемпературна піч BHBE-1.3.1 зі спеченими зразками

Після спікання партію зразків поділили на дві частини. Перша частина зразків нанокомпозитів $TiN-Si_3N_4$, консолідованих в напівпромисловій вакуумно-газовій високотемпературній печі була порізана впоперек та відполірована. Після шліфування проводили тести на мікро- та нанотвердість, тріщиностійкість на мікротвердомірах ПМТ-3 та Мікромет 2103 при навантаженні 50 гр. та 2 кг, а також виконано дослідження їх структури. Типові структури досліджуваних нанокомпозитів представлені на рис. 2.

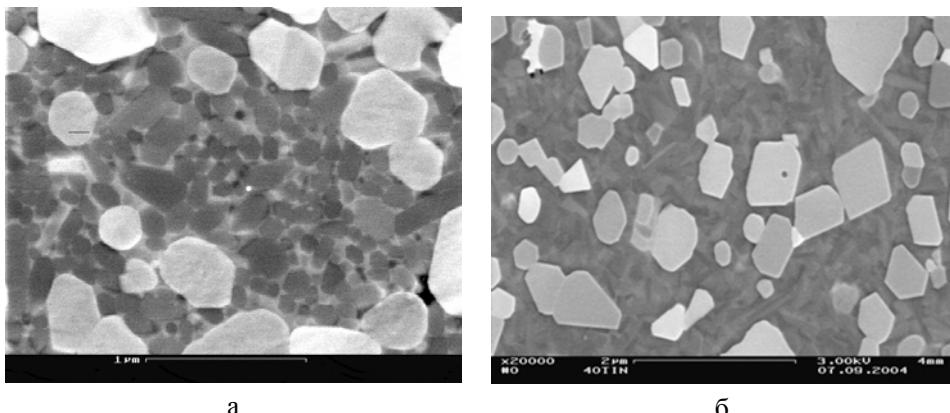


Рис. 2. Спечені нанокомпозиційні порошки: а — 40% (мас.) TiN —60% (мас.) Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3), б — нанокомпозиційна суміш 60% (мас.) TiN —40% (мас.) Si_3N_4

Другу частину зразків підготували для проведення серії випробовувань стійкості нанокомпозиційних матеріалів в системі “нітрид титану — нітрид кремнію”, шляхом токарної обробки конструкційних вуглецевих легованих сталей марок 30, 45 та 65Г і латуні марки Л62. Після підготовки (поліровка та заточка) досліджувані зразки мали форму пластин розміром $10 \times 10 \times 6$ мм. Дослідження проведено в системі класифікації, що є прийнятою в машинобудуванні. Такі випробування носять назву вибіркових, їх метою є знаходження для інструменту з дослідного матеріалу раціональних областей застосування.

Процес різання проводився на швидкості ~ 70 м/хв. при глибині різання 0,5–0,8 мм і подачі інструменту 0,125 м/хв. Випробування проводилися до повної відмови ріжучого інструменту.

Механічні властивості нанокомпозитів представлено в табл. 3.

Таблиця 3

Нанокомпозити в системі нітрид титану — нітрид кремнію

№ зразка	Склад нанокомпозиту, % (мас.)	Твердість, ГПа	Тріщиностійкість, МПа \cdot м $^{1/2}$
1	60 TiN —40 Si_3N_4	$21 \pm 1,3$	5,7
2	80 TiN —20 Si_3N_4	$23 \pm 1,1$	5,4
3	20 TiN —80 Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3)	$19,8 \pm 0,8$	4,1
4	40 TiN —60 Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3)	$19 \pm 0,8$	4
5	60 TiN —40 Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3)	$18,9 \pm 1,3$	5
6	80 TiN —20 Si_3N_4 (Y_2O_3 , Al_2O_3)	$18,3 \pm 1,5$	4,7

Робота складалась з декількох етапів. На першому етапі було проведено налагоджування токарного верстату марки 16УО4П та виготовлення відповідної оправки для закріплення випробуваного зразка (рис. 3).



Рис. 3. Загальний вигляд різця з нанокерамічною вставкою

На другому етапі були проведені дослідження обробки різанням сталей різних марок, використовуючи нанокерамічні різці. На цьому етапі було визначено такі параметри, як швидкість різання, глибина різання, швидкість подачі різця. Характеристики матеріалів (сталі), що були оброблені в експерименті, представлено в табл. 4.

Таблиця 4

Сталеві матеріали, що були оброблені в експерименті

Марка сталі	Параметри обробки			
	Швидкість різання, м/хв	Глибина різання, мм	Швидкість подачі, мм/об.	Охолодження
Сталь 30	70	0,5; 1,0	0,16; 0,32	Відсутнє
Сталь 45	20; 70; 140	0,5; 1,0	0,16; 0,32	“ “
Сталь 65Г	20	0,5	0,16	“ “

Було проведено попередню чорнову обробку заготовок зі сталі марки 45 (конструкційна вуглецева) і марки 65Г (легована марганцовиста) до діаметру заготовок в 30 мм. Випробування стійкості ріжучих нанокерамічних пластин проводили до моменту повної відмови зразка, якою вважали стирання ріжучої кромки різця до стану, який виключав можливість повторного загострення, або до повного руйнування зразка через розколювання (табл. 5).

Оскільки випробування зразків проводились до повної їх відмови, то стійкість зразка визначалась як сумарний час роботи окремих інтервалів між переточуванням робочої кромки зразка. Кількість можливих переточувань зразків при обробці сталей обмежувалась кінцевим зменшенням габаритів зразка до таких меж, що унеможлилювало закріплення ріжучого інструменту в різцетримачі.

При обробці латуні Л62 затуплення і вещерблювання робочої кромки ріжучої пластини не спостерігалося (рис. 3). Відмова в цьому випадку відбулася

внаслідок налипання на ріжучій кромці матеріалу, що обробляється, з наступним відколюванням частини зразка.

Таблиця 5

Результати випробувань нанокерамічних ріжучих пластин

Зразок	Марка матеріалу, що обробляли	Швидкість різання, м/хв	Глибина різання, мм	Швидкість подачі, мм/об.	Час роботи зразка, хв. та кількість проходів, пр.	Причина відмови
1	Латунь Л62	70	1,0	0,32	6, (3)	Розколювання
	Сталь5	70	0,75	0,16	7,5, (5)	“ “
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	6, (3)	“ “
2	Сталь45	70	0,5	0,16	6, (3)	Затуплення
	Сталь 45	70	0,5	0,32	4, (2)	Розколювання
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	3, (2)	Затуплення
3	Сталь30	70	1,0	0,16	2, (2)	Затуплення
	Сталь 45	70	0,8	0,16	2, (2)	“ “
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	1, (1)	Вищерблення
4	Сталь 45	70	0,5	0,16	1, (1)	Вищерблення
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	2, (2)	“ “
5	Сталь 45	70	0,5	0,16	2, (2)	Затуплення
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	2, (2)	Руйнування
6	Сталь30	70	0,8	0,16	6, (3)	Затуплення
	Сталь 45	70	0,8	0,16	6, (3)	“ “
	Сталь 65Г	70	0,5	0,16	4, (4)	“ “
	Сталь 65Г	70	0,5	0,32	3, (3)	“ “

В даному випадку необхідно провести додаткові дослідження з вибору кута загострення інструменту та стружколому для запобігання утворення “наросту” на ріжучій кромці ріжучого інструменту.



Рис. 3. Різання бронзи нанокомпозиційним різцем

При обробці вуглецевої сталі бажано в процесі різання використовувати охолодження зразка змашувально-охолоджувальною рідиною (ЗОР), що сприяло б відведенню виділеного тепла від ріжучої кромки зразка і збільшувало б його стійкість. В випробуваннях ЗОР не використовували.

При обробці сталей марок 5, 30, 45, та 65Г найбільшу стійкість виявили зразки № 1, 2 та 6. При однакових швидкостях різання і подачі відмова зразка через руйнування відбулась при збільшенні глибини різання більш, як 0,5 мм.

При обробці латуні марки Л62 ріжучим інструментом № 1 було можливо збільшити глибину різання (до 1,0 мм) та подачу (до 0,32 мм/об) зі збереженням стійкості інструменту в порівнянні з обробкою сталі 65Г.

Зразок № 1 виявив більшу стійкість при різанні сталі 5 по відношенню до сталі 65Г, що дозволило збільшити глибину різання до 0,75 мм.

Зразки № 1 та № 4 виявили схильність до швидкого вищерблювання ріжучої кромки при різанні сталі 65Г зі швидкістю подачі 0,32 мм/об. і глибини різання 0,5 мм.

Зразок № 3 показав зниження стійкості в процесі експлуатації через швидке зношування (стирання) ріжучої кромки протягом 0,5 хв.

Висновки

За результатами проведених вибіркових досліджень було визначено, що найбільшу стійкість у випробуваннях по різанню латуні та сталей виявили зразки нанокераміки № 1 складу 60% (мас.) TiN–40% (мас.) Si_3N_4 , № 2 складу 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 та № 6 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 (Y_2O_3, Al_2O_3). Для даних матеріалів досягнуто глибина різання до 1 мм при швидкості подачі 0,32 мм/об. Ці нанокомпозити є найбільш перспективними для розробки ріжучого інструменту, що здатен працювати на операціях напівчистової і чистової обробки загартованих сталей.

На примере наноматериалов на основе нитрида кремния и титана исследовано процесс формирования нанокомпозитов в форме режущих пластин в малых партиях используя традиционное полупромышленное оборудование. Тестированием в процессе резанья различных материалов для определения области использования нанокомпозитов определено, что наибольшую стойкость в испытаниях по резанью латуни и сталей показали образцы нанокерамики состава 60% (мас.) TiN–40% (мас.) Si_3N_4 , 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 и 80% (мас.) TiN–20% (мас.) Si_3N_4 (Y_2O_3, Al_2O_3). Для данных материалов достигнута глубина резания до 1 мм при скорости подачи 0,32 мм/об.

Ключевые слова: наноматериалы на основе нитрида кремния и титана, режущие пластины.

On the example of nanomaterials based on silicon and titanium nitrides the process of nanocomposites formation in the form of cutting tools in small parties using traditional semiindustrial equipment has been investigated. Tests on machining of brass and steels demonstrate that nano-ceramic samples with content 60 wt.% TiN–40 wt.% Si_3N_4 and with content 80 wt.% TiN–20 wt.% Si_3N_4 and 80 wt.% TiN–20 wt.% Si_3N_4 (Y_2O_3, Al_2O_3). For these materials has been achieved cutting depth up to 1 mm with tool advance up to 0.32 mm/r.

Keywords: nanomaterials on the base of Si_3N_4 and TiN, out plates.

1. Wolfgang Luther. Industrial application of nanomaterials chances and risks / Future technology division of VDI, Dusseldorf, Germany, 2009.
2. Andrew McWilliams. Global Markets for Nanocomposites, Nanoparticles, Nanoclays and Nanotubes – Focus on the U.S // BCC Report, January, 2012.

УДК 621.793.8:621.762.5:537.528

**А. И. Райченко, О. Н. Сизоненко, А. В. Деревянко,
В. Г. Колесниченко, Е. Г. Григорьев**

АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ (ОБЗОР)

Наведено результати теоретичного аналізу та експериментальні дані зміни стану порошкових композицій за електророзрядного впливу. Запропоновано механізми утворення у речовині фізичних дефектів на суміші порошків під впливом електричного розряду з метою їх руйнування.

Ключові слова: електричний розряд, порошок, диспергування, втомлювальні дефекти, ударні хвилі, гідропотоки.

Введение

Понимание особенностей подготовки порошков возможно путем анализа их получения и состояния частиц перед последующим этапом обработки, например, перед процессом консолидации. Наряду с чисто механическим измельчением [1] большой интерес, особенно в последнее время, приобрел метод измельчения путем создания “плазменного шнура” в суспензии измельчаемых частиц посредством высоковольтного электрического разряда [2].

Этот вид обработки включает использование электромагнитного и температурного полей и поля механических сил, однако за диспергирование здесь отвечает преимущественно механическая компонента комплексного сигнала.

Природа материалов порошковых частиц как компонентов будущих изделий диктует условия технической реализации энергетических воздействий на металлы и их соединения типа карбидов, нитридов, силицидов и т. п. С механической точки зрения это упруго-пластически-вязкие материалы. Такие материалы при энергетическом воздействии испытывают определенную хрупко-пластичную деформацию, приводящую иногда и к разрушению объекта.

Большую роль в разрушении объекта играют имеющиеся несплошности структуры, например, дефекты разного рода, в частности, трещины. Если их нет в исходном объекте, то следует сначала обратить внимание на процесс их первичного возникновения в материале. Например, процесс замедленного разрушения наблюдается иногда и в готовых стальных материалах (“водородная хрупкость”). Избыток водорода, захваченного в стали, склонен к возникновению эффекта сегрегации, что инициирует образование внутренних трещин. Особенно восприимчивыми к водородной хрупкости оказываются стальные объекты, подвергавшиеся электрополировке [3].

Пустоты также могут возникать вначале или локализоваться в процессе консолидации порошкового тела под электромагнитными воздействиями, на-

© Райченко Олександр Іванович, головний науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, доктор техн. наук; Дерев'янко Олександр Васильович, Колесніченко Валерій Григорович — наукові співробітники цього ж інституту; Сизоненко Ольга Миколаївна, провідний науковий співробітник Інституту технології і імпульсних процесів НАН України, докт. техн. наук; Григор'єв Евгеній Григорович, доцент Національного дослідницького ядерного університету “МИФІ”, канд. фіз.-мат. наук.

пример, возле включений на основе оксидов либо у границ зерен, содержащих примеси [4, 5]. Ставится практический вопрос: каким же образом ток, который возникает от проходящего сквозь порошковую систему электрического разряда, вызывает достаточные изменения состояния структуры в объекте, при, например, процессе диспергирования или же, наоборот, консолидации твердофазных частиц?

На основе теоретического анализа и экспериментальных данных предложены механизмы образования в веществе физических дефектов при воздействии электрического разряда на порошки с целью разрушения.

Теоретическое представление

Известно, что в любых твердофазных объектах обычно имеются дефекты разного рода. Когда частицы оказываются под воздействием сменяющихся повышенных (пониженных) электрических сил и растягивающих механических напряжений, то вблизи внутриобъемных дефектов будут возникать превращения физической или механической природы. Во время, например, воздействия эффекта обжатия (который обычно в гидродинамике считается отрицательным объемным напряжением) происходит явление незначительного уплотнения вещества. При этом жидкость, на основе которой приготовлена суспензия (или это может быть расплавленная часть порошковой композиции), считается практически сжимаемой. Когда происходит растяжение объекта, то содержащиеся в нем дефекты различных структурных типов будут вести себя по-разному. В реальных материалах встречаются дефекты следующих типов:

- точечные (внедренные “чужие” атомы, вакансии),
- линейные (дислокации, дефекты упаковки, цилиндрические поры),
- объемные (поры, инородные включения).

Можно считать, что наибольшее значение в данном случае приобретают поровые дефекты различной геометрической формы. Рассмотрим, когда на область объекта, содержащую щелеобразную пору или, по сути, внутриполостную трещину, сначала воздействует сжимающая часть совокупности ударных волн, а затем ее растягивающая часть. В ходе такой последовательности от силового действия растягивающего напряжения возникает ответная механическая реакция (силовая и деформационная) определяемая формой поры, свойствами среды, окружающей рассматриваемую область объекта, характеристиками волн и краевыми условиями.

Рассмотрим модель, позволяющую пояснить соответствующую ситуацию и охарактеризовать происходящие превращения в материале с дефектами. Обратимся к двухмерной модели в виде полосы шириной b (не ограниченной в направлении, нормальном к плоскости чертежа) с порой в виде щели шириной $2c$.

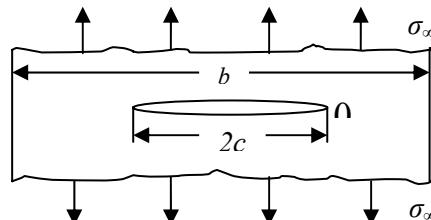


Рис. 1. Модель полого дефекта в упругом слое

Под внешним растягивающим напряжением σ_∞ возникает двухмерное напряженное состояние. Компоненты тензора упругих напряжений можно приблизительно выразить формулами [3, 6]:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{rr} &\equiv \sigma_\infty \sqrt{\frac{b}{2\pi r} \operatorname{tg} \frac{\pi c}{b}} \left(\frac{5}{4} \cos \frac{\Theta}{2} - \frac{1}{4} \cos \frac{3\Theta}{2} \right) \\ \sigma_{\Theta\Theta} &\equiv \sigma_\infty \sqrt{\frac{b}{2\pi r} \operatorname{tg} \frac{\pi c}{b}} \left(\frac{3}{4} \cos \frac{\Theta}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3\Theta}{2} \right) \\ \sigma_{r\Theta} &\equiv \sigma_\infty \sqrt{\frac{b}{2\pi r} \operatorname{tg} \frac{\pi c}{b}} \left(\frac{1}{4} \cos \frac{\Theta}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3\Theta}{2} \right) \end{aligned} \right\}, \quad (1)$$

где r, Θ — координаты плоской полярной системы с центром на передней кромке трещины (точка 0 на рис. 1).

Как видно из формул (1), при $r \rightarrow 0$ упругое напряжение должно неограниченно возрастать, что свидетельствует о фактической тенденции перехода части материала, расположенной в прилегающей окрестности у кромок трещины, в пластифицированное состояние с соответствующим ростом трещины и результирующим разрушением объекта с трещиной, в данном случае — самого материала частицы. При этом можно оценить ход процесса разрушения частицы под электросиловым воздействием. Объекты с порами других форм также могут подвергаться механическому разрушению, но уже с иным математическим описанием.

Оценку коэффициентов напряжений (и деформаций) для упругих объектов с трещиной можно описать формулой:

$$K \equiv \frac{\sigma_m}{\sigma_\infty} = 1 + \left(\frac{1}{2} \div 2 \right) \sqrt{\frac{b-2c}{2a}}, \quad (2)$$

где σ_m — максимальное напряжение (возле кромки), a — радиус кривизны кромки трещины.

Так, согласно выводу Гриффитса [7], напряжение разрушения упругого объекта с трещиной при одноосном растяжении выражается следующим оценочным выражением:

$$\sigma_0 \equiv \sqrt{\frac{2\alpha E}{\pi c}}, \quad (3)$$

где α — удельная поверхностная энергия материала, E — модуль Юнга, c — половина длины трещины (рис. 1).

Тогда разрыв модельного объекта из пластичных материалов произойдет при превышении максимального уровня нагрузки P_m , приложенной к объекту (рис. 2).

$$P_m = \frac{2\sigma_b}{\sqrt{3}} \cdot (b-2c)l, \quad (4)$$

где σ_b — предел прочности сплошного материала при растяжении, l — длина объекта в направлении, нормальном к поверхности рисунка, когда:

$$\frac{l}{\left(\frac{b}{2} - c\right)} \gg 1. \quad (5)$$

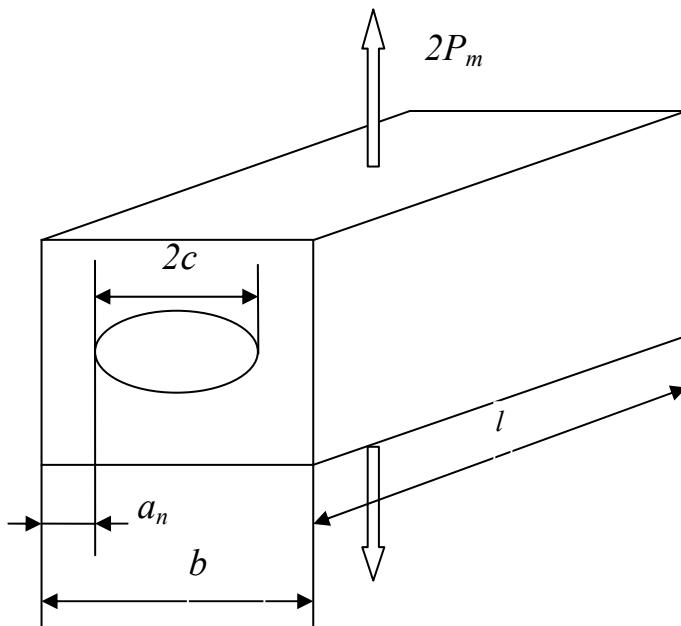


Рис. 2. Модель пластичного об'єкта с дефектом

Если имеющийся либо возникающий полый дефект в объекте сразу не вырастает до размера, достаточного для начала процесса развития трещины, дальнейшая эволюция трещины может напоминать постепенное увеличение размера в соответствии с закономерностями поведения материалов с дефектами при усталости. Эволюция усталостных трещин — это процесс прерывистый, связанный с циклами изменения уровней напряжений [8].

Высоковольтные электрические разряды в процессе диспергирования

Явление усталости в технике негативное, но в технологии диспергирования порошков является необходимым. Закономерности процесса разрушения объектов под влиянием усталостных эффектов можно продемонстрировать, например, ходом так называемых S-N-кривых, которые отражают зависимости максимального уровня напряжения от логарифма количества циклов воздействия до фактического разрушения. Информацию об усталостных эффектах в очень мелкодисперсных частицах, в принципе, можно получить при исследованиях макроскопических образцов. Например, средние растягивающие напряжения и вибрационные нагрузки на сплав на основе Al-Zn-Mg имеет свойство накапливаться и этим помогает эволюции усталостных трещин, что в итоге способствует ускорению процесса разрушения материала (рис. 3) [9].

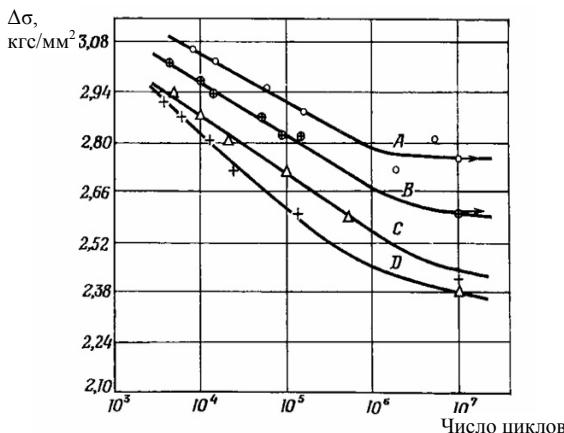


Рис. 3. Вплив середнього растягуючого навантаження $\Delta\sigma$ на характер S-N-кривих сплава Al-Zn-Mg [9]: A — растягуюче навантаження рівно нулю, $[kg/mm^2]$; B — 7; C — 14; D — 21

В процесі диспергування це звичне поведіння більшої часті порошкових частиц, підвергаючихся електрическим і механіческим впливам.

Так в течіє впливу високовольтного електрического разряда (ВЭР), викликаючого “плазменний шнур”, електрическа енергія частично перетворюється в механіческу енергію в виде множества ударних і неударних волн. В результаті цього впливу твердофазні частинки, увілекається енергонесущими потоками, можуть сталківатися з обмежуючими об'ємами, наприклад, стінками реактора і між собою. Крім того, існує можливість впливу теплової енергії на самі частинки, що знаходяться в пределах “плазменного шнуря”. В об'ємі суспензії, що знаходиться в реакторі, в будь-якому місці статистично може з'явитися підвищено, то понижено, або растягуючіусилия [10].

Наприклад, в процесі ВЭР впливу на дисперсну систему “керосин-мікрогетерогенна смесь порошків Fe-Ti-C” відбувається накопичення усталостних ефектів за счет збільшення кількості електроімпульсів, що приводить до інтенсивному зміненню розміру та фактора форми порошкових частинок [11]. Після початкової обробки преобладають частинки початкової округлої форми з фактором форми $\Phi \sim 0,65$ (рис. 4, кривая 2). Наряду з цим виникає близько 12% частинок, які мають фактор форми, близький до одиниці, що означає з'явитися частинок сферичної форми. Образування таких частинок пояснюється тим, що в процесі обробки в зоні “плазменного шнуря” відбувається розкладання керосина та парення металевих частинок з наступною конденсацією продуктів парення.

Середній діаметр початкового порошку був $d \approx 12 \text{ мкм}$ (рис. 5, кривая 1), а після ВЭР обробки при 1000 імпульсах він зменшився до $d \approx 2 \text{ мкм}$ (рис. 5, кривая 2). При подальшому енергетичному впливу утворюється смесь мелкодисперсних порошків з середнім розміром частинок $\sim 1,5 \text{ мкм}$ та однорідним розподілом фактора форми (рис. 5, кривая 3). Обробка при 4000 імпульсах веде до з'явлення близько 25% частинок з формою, яка є наближеною до сферичної ($\Phi \sim 0,9$), а основна кількість частинок (36%) має фактор форми $\Phi \sim 0,85$ (рис. 4, кривая 3).

Зменшення середнього розміру частинок порошку в смесі з збільшенням кількості електроімпульсів веде до збільшення значення удельної поверхні. Найбільше зменшення розміру частинок, коли утворюється пік при 41%, лежить в області частинок з розміром 1,4 мкм, а 35% — менші 1 мкм (рис. 5,

кривая 4). Увеличение внешней удельной поверхности при этом достигает $\approx 1100 \text{ см}^2/\text{г}$ (рис. 6).

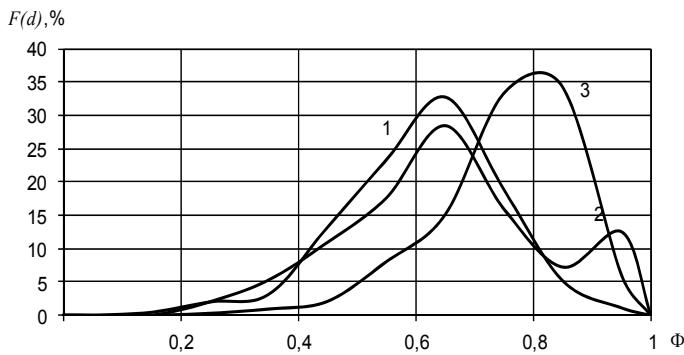


Рис. 4. Содержание $F(d)$ частиц порошковой композиции 70% Fe–25% Ti–5% C в зависимости от фактора формы Φ в зависимости от количества электроимпульсов при одинаковой интегральной энергии: 1 — исходный порошок; 2 — после 1000 имп.; 3 — после 4000 имп

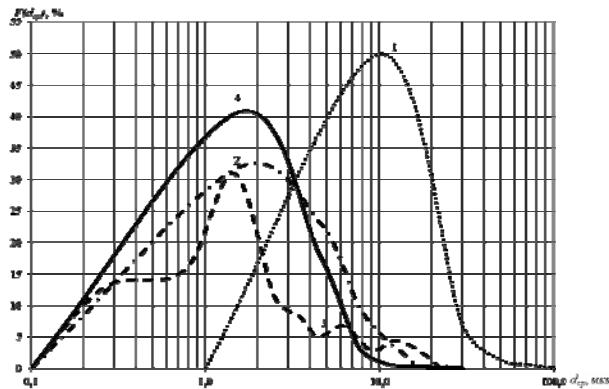


Рис. 5. Распределение процентного содержания частиц $F(d_{cp})$ по значениям среднего диаметра d_{cp} смеси порошков 70% Fe–25% Ti–5% C при различном количестве электроимпульсов с одинаковой интегральной энергией: 1 — исходный микропорошок, 2 — после 1000 имп., 3 — 2000 имп., 4 — 4000 имп

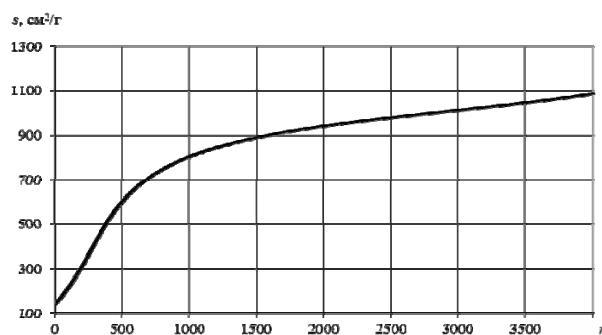


Рис. 6. Изменение удельной поверхности частиц композиции порошков 70% Fe–25% Ti–5% C от изменения числа электроимпульсов при постоянной интегральной энергии

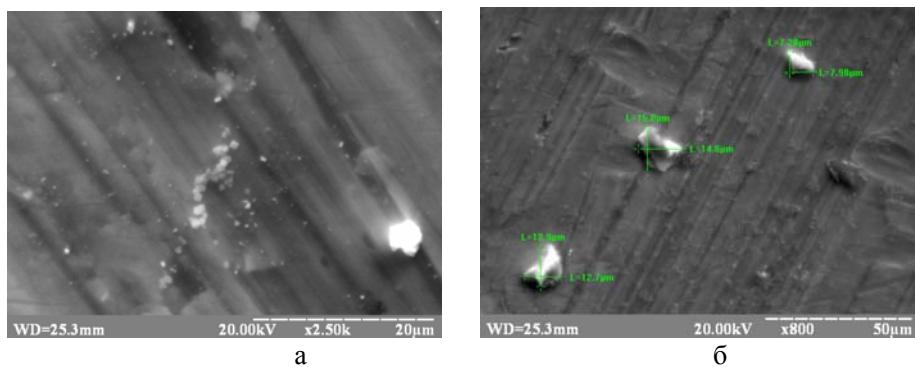


Рис. 7. Микроелектронні фотографії порошку 70% Fe–25% Ti–5% C до і після обробки: а — існуючий, $\times 800$; б — після ЕР, $\times 2500$

На рис. 7 представлені микроелектронні фотографії смесі порошку 70% Fe–25% Ti–5% C до і після ВЭР електрообробки.

Експериментальні данні показують, що циклическе воздействие на твердофазні частини импульсами “сжатие–растяжение”, формирующими большие перепады давления, создает в них напряженное состояние, способствующее развитию микротрещин. Гидропотоки, возникающие при электровозмущениях, интенсивно перемешивают суспензию. При таком броуновском движении частицы сталкиваются между собой интенсивнее, что приводит к истиранию. Поскольку исследования происходят с суспензиями, необходимо учитывать также и влияние прохождения химических процессов между твердофазными частицами и жидкой окружающей средой (вода, керосин). Электролиз окружающей среды под действием электрических процессов приводит к инициации окислительно-восстановительных реакций (например, разложению воды) либо образованию на-ноуглерода в твердой фазе, когда окружающей средой является керосин. Это способствует изменениям фазового состава, растворению примесей, увеличению пористости частиц, снижению их прочности. Состояние поверхности и приповерхностных слоев измельченных частиц, в свою очередь, также будет характеризоваться появившимися дефектами. Наличие дефектности в структуре может играть существенную роль при изготовлении изделий из таких порошков.

Выводы

Выполнен анализ изменения состояния порошковых композиций при электроразрядном воздействии. На основе теоретического анализа и экспериментальных данных предложены механизмы образования в веществе физических дефектов при воздействии электрического разряда на смеси порошков с целью их разрушения.

Экспериментально установлено, что изменение размера и фактора формы порошков при электроразрядном диспергировании происходит за счет накопления усталостных эффектов в результате увеличения количества воздействующих импульсов.

Работа выполнена при частичной поддержке Гранта № 05-08-12 НАН Украины согласно результатам конкурса НАН Украины — РФФИ 2012 г.

Представлены результаты теоретического анализа и экспериментальных данных изменения состояния порошковых композиций при электроразрядном воздействии. Предложены механизмы образования в веществе физических дефектов при воздействии электрического разряда на смеси порошков с целью их разрушения.

Ключевые слова: электрический разряд, порошок, диспергирование, усталостные дефекты, ударные волны, гидропотоки

The results of theoretical analysis and the experimental data of powder compositions state changes at electric discharge impact are presented. Mechanisms of forming of physical defects in the matter under high voltage electric discharge impact with the purpose of destruction are proposed.

Keywords: electric discharge, powder, dispersion, fatigue defects, shock waves, hydro flows.

1. *Ходаков Г. С. Физика измельчения. – М.: Наука, 1972. – 307 с.*
2. *Сизоненко О. Н. Разрядно-импульсная технология абразивных материалов / О. Н. Сизоненко, П. П. Малюшевский, Г. Г. Горовенко // Основные проблемы разрядно-импульсной технологии. – К.: Наук. думка, 1980. – С. 12–20.*
3. *Макклинток Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклинток, А. Аргон. – М.: Мир, 1970. – 443 с.*
4. *Райченко А. И. Возникновение вторичного порообразования и его влияние на усадку при электроразрядном спекании порошков / А. И. Райченко, О. Н. Сизоненко, А. В. Деревянко // Материалы 6 международной конференции “Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий” (20–24 сентября 2010 г., Большая Ялта, Понизовка, Крым, Украина) – 2010. – С. 292.*
5. *Zamula M. V. Electric-discharge sintering of TiN–AlN nanocomposites / M. V. Zamula, A. V. Derevyanko, V. G. Kolesnichenko et al. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2007. – Vol. 46, No. 7–8. – P. 325–331.*
6. *Williams M. L. On the Stress Distribution at the Base at the Stationary of Crack. – J. Appl. Mech. – 1957. – Vol. 24. – P. 109 – 114.*
7. *Griffith A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. – Phil. Trans. Roy. Soc. (London). – 1920 – Vol. A221. – P. 163 – 198.*
8. *Хоником Р. Пластическая деформация металлов – М.: Мир, 1972. – 408 с.*
9. *Кенеди А. Ползучесть и усталость в металлах. – М.: Мир, 1965.*
10. *Гулый Г. А. Задачи в области исследований обработки материалов высоковольтным импульсным разрядом в воде / Г. А. Гулый, Е. В. Кривицкий // Разрядно-импульсная технология. – К.: Наук. думка, 1978. – С. 3–14.*
11. *Сизоненко О. Н. Исследование влияния высоковольтных электрических разрядов на композицию порошков Fe–Ti–C / О. Н. Сизоненко, Г. А. Баглюк, А. И. Райченко и др. // Материалы 6 международной конференции “Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий” (20–24 сентября 2010 г., Большая Ялта, Понизовка, Крым, Украина), 2010. – С. 141.*

УДК 681.7.02

Ю. І. Коваленко, П. В. Петльований, М. П. Рудь, Г. В. Канашевич

ТЕСТ НА ЗМОЧУВАННЯ ПОВЕРХНІ СКЛА ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ МІКРООБРОБКИ

Приведені результати дослідження на змочування оптичного і технічного скла після їх електронно-променевої мікрообробки (енергія електронів $E \leq 6$ кВ). Отримані результати дозволили ідентифікувати поверхні скла різних марок після електронно-променевого впливу не тільки за плямами дихання, а і за краплями рідини, які нанесені на поверхню і розглядаються як елементи збільшення зображення — лінзи.

Ключові слова: дослідження змочування оптичного і технічного скла, ідентифікація поверхні скла.

Вступ

Чутливість поверхонь оптичного і технічного скла до атмосферної вологи суттєво відрізняється і залежить від способу їх фінішного полірування [1–4]. Залишковий зовнішній нанорельєф поверхневого шару (ПШ), характер порушеного шару та його хімічний склад, забрудненість поверхні від абразиву, травників, або полум'яного пальника призводять до утворення гідратованих плівок товщиною у декілька мономолекулярних шарів води [1, 2], що у свою чергу впливає на один з макропоказників — змочування поверхні рідинами [16–23].

Змочування скла водою є явищем доволі розповсюдженним і часто використовується для випробувань поверхонь на чистоту (визначення ступеня забрудненості) після застосування технології поверхневої обробки та при металізації у вакуумі. З цього питання розроблені багаточисельні методики, опубліковано ряд робіт, у тому числі [16–19], де критерієм змочування вибрано гранічний кут, або кут змочування.

Розвиток сучасного точного приладобудування, оптичного та напівпровідникового виробництва безпосередньо пов'язаний з активною розробкою інноваційних технологій, в основу яких покладено і дію електронних потоків. Так, у раніше опублікованих роботах [5–15], висвітлені переваги фінішної поверхневої електронно-променевої обробки оптичного скла К8 електронним потоком стрічкової форми, які полягають у зменшенні нанорельєфу, зміні хімічного складу, усуненні мікродефектів (виколок, ласин, подряпин, крапок). У роботах [8, 14] вперше впроваджено мікрообробку ПШ оптичного та технічного скла на глибину 0,5–160 мкм, що дозволило реалізувати гнучке керування процесом на двох стадіях термічного впливу (СТВ) на ПШ: ІСТВ — без проплавлення поверхні та ІІ СТВ — з проплавленням поверхні.

Проте, як реагують поверхні цих матеріалів на воду після модифікування — питання залишається доволі актуальними.

© Коваленко Юрій Іванович, старший викладач кафедри фізики; Петльований Петро Вікторович, провідний спеціаліст навчально-дослідної лабораторії фізичного матеріалознавства; Рудь Микола Петрович, канд.техн.наук., доцент кафедри технології та обладнання машинобудівних виробництв; Канашевич Георгій Вікторович, доктор техн. наук, професор кафедри технології та обладнання машинобудівних виробництв.

Метою роботи є дослідження характеру змочування поверхні оптичного і технічного скла водою після електронно-променевої мікрообробки та створення тесту на визначення модифікованих ділянок.

Методика експеримента

Електронно-променева мікрообробка проводилася на модифікованій технологічній електронній установці УВН-71. В якості об'єктів мікрообробки використовувалися плоскопаралельні пластиини $20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ з технічного скла (фотопластиини без емульсії) та плоско-паралельні круглі пластиини товщиною 2 mm і діаметром 20 mm з оптичного скла K8. Одна із поверхонь пластиини маскувалась з'ємними пластиинами з Ni товщиною 0,1 mm і підлягала обробці низькоенергетичними ($E \leq 6 \text{ кeВ}$) електронами. Електронна стрічка формувалася гарматою Пірса: ширина стрічки 0,5–1,5 mm; питома потужність $P_{\text{пит}} = 0,2 \cdot 10^1\text{--}3,5 \cdot 10^3 \text{ Вт}/\text{см}^2$; швидкість руху стрічки по поверхні пластиини $V_{\text{обр}} = 2,5\text{--}4 \text{ см}/\text{с}$.

Після електронно-променевої мікрообробки ділянки, які піддавалися термічному впливу потоку (ICTB), визначити візуально практично неможливо. Однак, якісні зміни поверхні пластиин після мікрообробки можна спостерігати за плямами дихання [16] (рис. 1).

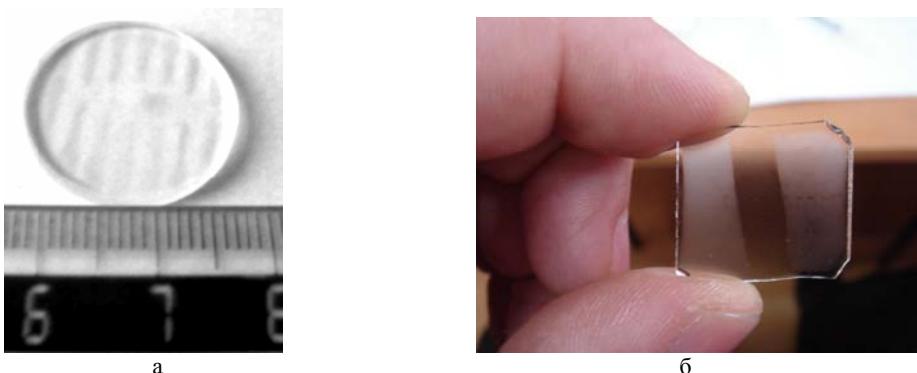


Рис. 1. Характерний вигляд плям дихання на склі після електронно-променевої мікрообробки: а — на поверхні пластиини з оптичного скла K8; б — на поверхні технічного скла (фотопластиини).

На оброблених ділянках конденсується пара від дихання, ці ділянки не захищені маскою, і на рисунку мають вигляд подібно матованим

Після випаровування плям дихання на повітрі (час складає 0,9–1,2 с при температурі $T = 300 \text{ K}$), поверхня пластиин стає абсолютно прозорою і визначити візуально ділянки, які піддавалися електронно-променевій мікрообробці знову стає неможливим.

Для того, щоб визначити ці ділянки, ми розробили відповідну методику. Завдяки їй виготовляємо на папері, або іншому матеріалі масштабну сітку з кроком 0,5 mm. Пластиину кладемо донизу площину, яка взагалі не оброблялася електронним потоком. Далі, за допомогою спеціально виготовленого дозатора, на оброблені та необроблені електронним потоком ділянки поверхні скла наносимо рівні за об'ємом ($V = 2 \text{ мл}$) краплини дистильованої води і після витримки у 0,5 хв. фотографуємо. При необхідності, для ідентифікування ді-

лянок з мікрообробкою та без мікрообробки, знову можна використати плями дихання (рис. 2).

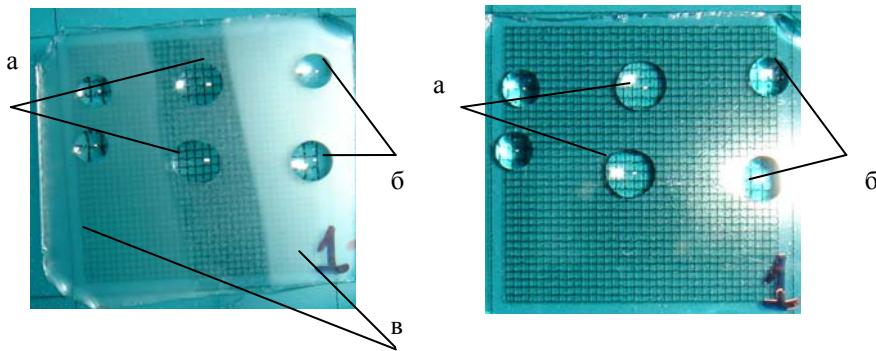


Рис. 2. Краплини води на необробленій ділянці поверхні (а) та обробленій ділянці поверхні (б) фотопластиини, яку накладено на масштабну сітку; в — плями дихання

Результати експерименту та їх обговорення

Представимо краплину води на поверхні скляної пластиини як прозорий оптичний елемент — лінзу. За масштабною сіткою визначимо коефіцієнт збільшення лінзи (k). Для визначення радіусу R краплини (лінзи), без врахування механізму розтікання, використовуємо схему наведену на рис. 3. При цьому, краївий кут змочування обумовлюється діаметром основи, висотою та об'ємом краплини. Таким чином, краплина представляє собою частину сфери з радіусом кола r у своїй основі, висотою h , та об'ємом V , які пов'язані співвідношенням

$$V = \pi \cdot h(3r^2 + h^2)/6 = \pi \cdot h^2(R - h/3). \quad (1)$$

При цьому, краївий кут змочування дорівнює:

$$\theta = \arcsin(r/R) \quad (2)$$

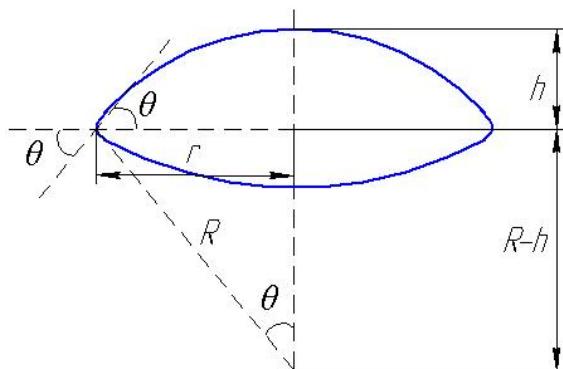


Рис. 3. Схема краплини (лінзи): h — висота; θ — краївий кут змочування, R радіус лінзи, r — радіус основи сфери

У нашому випадку діаметр краплини дорівнює $2r$, тому нас цікавить залежність θ від r .

Перетворення в лівій частині рівняння (1) для висоти h рівняння матиме вигляд:

$$h^3 + 3r^2h - 6V/\pi = 0 \quad (3)$$

Маємо розв'язок:

$$h = \sqrt[3]{u} - \frac{r^2}{\sqrt[3]{u}} \quad (4)$$

$$\text{де: } u = \frac{3}{\pi}V + \sqrt{r^6 + \left(\frac{3}{\pi}V\right)^2} \quad (5)$$

Таким чином, за рис. 3 та теоремою Піфагора знаходимо радіус сфери R :

$$R = \frac{r^2 + h^2}{2h} \quad (6)$$

Окремі експериментально отримані дані та розрахункові дані представлені в таблиці:

Параметри краплини	r, мм	R, мм	V, мл	$\theta, {}^\circ$	k	h, мм
Ділянка пластини без електронно-променевої мікрообробки	1,75	3,95	2,0	26	1,4	0,41
Ділянка пластини з електронно-променевою мікрообробкою	1,25	1,43	2,0	61	2,0	0,73

Встановлено, що поверхня скла після електронно-променевої мікрообробки ($E \leq 6$ кеВ) має більший кут змочування, що підтверджується більшим коефіцієнтом збільшення краплин, більшою висотою. Це надає практичну можливість тестувати поверхні, виділивши оброблені потоком ділянки оптичних поверхонь від необроблених.

Аналогічні результати отримані на склі інших марок.

Висновки

Зміни якісних характеристик поверхні оптичного і технічного скла після електронно-променевої мікрообробки призводять до зміни змочування обробленої поверхні, в результаті чого крайовий кут змочування для краплин води збільшується більше, ніж удвічі.

Розроблений тест на змочування дозволяє абсолютно точно встановлювати поверхні та ділянки поверхонь на оптичному і технічному склі різних марок, які піддавалися електронно-променевій мікрообробці з енергіями електронів $E \leq 6$ кеВ. Таке тестування може ефективно використовуватися в оптичній промисловості, напів-провідникової промисловості, точному прила-

добудуванні для контроля якісних характеристик поверхонь оптичних матеріалів, модифікованих електронними потоками.

Приведены результаты исследования смачивания оптического и технического стекла после их электронно-лучевой обработки (энергия электронов $E \leq 6$ кВ), полученные результаты позволили идентифицировать поверхности стекла различных марок после электронно-лучевого влияния не только по пятнам дыхания, но и по каплям жидкости, которые нанесены на поверхность и рассматриваются как элементы увеличения изображения — линзы.

Ключевые слова: исследования смачивания оптического и технического стекла, идентификация поверхности стекла.

The results of investigation of wet ability of optical and technical glasses after their electron-beam processing (electron energy $E \leq 6$ kV) had been presented. The results to be obtained had allowed identifying the surfaces of various glasses after their electron-beam processing on the base of not only breathing spots but also on the base of liquid drops to be situated on the glass surface and to be considered as elements of image magnification-lens.

Keywords: investigation of the ability optical and technical glasses, identification of glass coating.

1. Буркат Т. М. Ультрапористая трещиноватая структура по-лированной поверхности кварцевого стекла / Т. М. Буркат, Д. П. Добычин, Л. Р. Пальтиель // Физика и химия стекла. – 1988. – Т. 14, № 2. – С. 290–293.
2. Буркат Т. М. Кинетика и механизм сорбции воды на оптической поверхности кварцевого стекла / Т. М. Буркат, Д. П. Добычин, Л. Р. Пальтиель // Докл. АН СССР. 1990. – Т. 310, № 2. – С. 376–379.
3. Пальтиель Л. Р. Структура и адсорбционные свойства поверхности кремнесодержащих оптических материалов и их модифицирующих покрытий: автореф. дис. ... канд. хим. наук. – Ленинград, 1990. – 19 с.
4. Хайт О. Д. О разрушении и строении разрушенного слоя стекла // Стекло и керамика. – № 3. – 1980. – С. 11–12.
5. Борисов Н. А. Механизм выравнивания поверхности при электронно-лучевой полировке / Н. А. Борисов, Г. В. Дудко // Физико-технические вопросы кибернетики. – К.: 1971. – С. 11–22.
6. Разработка методов полировки плоских и сферических элементов интегральной оптики высших классов оптической чистоты с микронеровностями менее 5 нм / Лисоченко В. Н., Канашевич Г. В., Ващенко В. А. и др. – Отчет по НИР Черкасского филиала КПИ, Черкассы, 1988, 124 с. № гос. регистрации 01.88.0007073.
7. Ващенко В. А. Влияние режимов электронно-лучевой обработки на свойства поверхностных слоев оптических стекол / В. А. Ващенко, Г. В. Канашевич, П. П. Дмитренко и др. // Вісник СумДУ, № 5(38)-6(39), 2002 – С. 99–105.
8. Канашевич Г. В. Применение АСМ в исследовании поверхностей и функциональных слоев в оптических материалах, полученных методом электронной микрообработки // Сб. докладов 6-го Белорусского семинара "БелСЗМ" (12–15 октября, 2004, Минск). – С. 42–44.

9. Кравченко А. А. Электронно-лучевая обработка плат фотоэмиттирующих структур: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.27.01. – М., 1989. – 19 с.
10. Лисоченко В. Н. Технология электронно-лучевой полировки плат микросхем и входных окон видиконов: дис. ... канд. техн. наук, 05.27.06. – М., 1977. – 152 с.
11. Канащевич Г. В. Формирование функциональных слоев и микроэлементов в поверхности стекла электронным потоком // Сб. докладов Пятой Международной научно-технической конференции «ОТТОМ-5» (27 сентября–1 октября, 2004, Харьков).
12. Канащевич Г. В. Электронная обработка оптических материалов / Г. В. Канащевич, Д. И. Котельников // Электронная обработка материалов. – 2002. – № 2. – С. 12–16.
13. Канащевич Г. В. Градиентные структуры в оптических материалах для интегральной оптики, созданные электронно-лучевым методом / Г. В. Канащевич, Л. И. Конопальцева, В. А. Ващенко // Докл. Н Г/Р.46 на IV Европейской конференции-выставке по материалам и технологиям “Восток-Запад”. – С.-Петербург. – 1993.
14. Kanashevich G. V. Cooling of plates from optical glass after electronic micro-treatment // Электронная обработка материалов (Кишинеу). – 2005. – № 4 (234). – С. 79–83.
15. Канащевич Г. В. Превращения в поверхностном слое оптического силикатного стекла и фотопластин из силикатного стекла от действия низкоэнергетического электронного потока // Нано- и микросистемная техника. Ежемесячный междисциплинарный теоретический и прикладной научно-технический журнал (Россия). Рубрика: Материаловедческие и технологические основы МНСТ. – 2008. – № 10. – С. 28–30.
16. Бери Р. Тонкопленочная технология / Бери Р., Холл П., Гаррис; пер. с англ. – М., Энергия, 1972. – 336 с.
17. Бородин С. А. Автоматизированное устройство для оценки степени чистоты подложки по динамическому состоянию капли жидкости, наносимой на ее поверхность / С. А. Бородин, А. В. Волков, Н. Л. Казанский // Компьютерная оптика. – 2005. – № 28. – С. 70–75.
18. Бородин С. А. Исследование процесса растекания капли жидкости, наносимой на поверхность подложки // Компьютерная оптика. – 2005. – № 28. – С. 66–69.
19. Пат. 2380684 С1 Россия, МПК G01N13/02; G01N21/88. Способ измерения чистоты поверхности подложек / В. А. Сойфер, Н. Л. Казанский, В. А. Колпаков и др.; заявл. 16.10.08, опубл. 27.01.2010.

УДК 620.179.17

Ю. Г. Безимянний, Д. В. Галаненко, К. А. Комаров, О. В. Талько

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКО-СКОРОСТНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Проведено аналіз використання методу акустичної емісії для дослідження та контролю процесу накопичення пошкоджень матеріалу від багатоциклової втоми. Показано, що використання сучасних апаратури та методик дозволяє надійно фіксувати акустичну емісію, починаючи зі стадії розвинення мікродефектів, в одному з найбільш складних для використання цього методу випадку — при резонансному високошвидкісному деформуванні зразків матеріалу. На прикладі матеріалів, які мають характерні особливості процесу пошкоджень від втоми, експериментально продемонстровані можливості відображення стадій розвитку мікродефектів від втоми та макротріщини через параметри сигналу акустичної емісії.

Ключові слова: стадія пошкодження матеріалу, багатоциклова втома, акустична емісія, резонансне навантаження, мікродефекти, тріщина.

Введение

Усталость материала — это процесс постепенного накопления повреждений структуры под длительным действием циклически изменяющихся во времени напряжений и деформаций, приводящий к изменению свойств материала, образованию трещин, их развитию и, в итоге, к разрушению самого материала [1]. Защита деталей от усталостного разрушения остаётся одной из наиболее важных и трудных проблем при эксплуатации машин и механизмов [2, 3]. Процесс усталости реального материала находится под влиянием целого ряда факторов, которые нельзя точно предугадать (таких, как вариации структуры на разных уровнях, наличие концентраторов напряжений, особенности нагружения, условия среды) и поэтому является случайным [4], что приводит к значительному разбросу его показателей. Поэтому использование расчётных методов диагностики усталостной повреждённости материала имеет лишь рекомендательный характер [5] и не гарантирует безаварийной работы конкретного изделия. Решение проблемы возможно посредством использования методов неразрушающего контроля, которые позволяют выявлять усталостные повреждения в исследуемом объекте на ранних стадиях, предшествующих образованию макротрещины [6]. В процессе своего развития усталостные повреждения генерируют сигналы акустической эмиссии (АЭ) [7]. Эти сигналы по своей физической сути связаны с усталостным разрушением, поэтому их характеристики могут быть использованы для отображения процесса накопления усталостных повреждений [8]. Всплеск внимания к этому вопросу наблюдался в 70–90 гг. прошлого века [7–14]. Однако в указанных работах преимущественно представлен анализ сигналов АЭ на стадии развития трещины при ма-

© Безимянний Юрій Георгійович, докт. техн. наук, завідувач відділу Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Галаненко Денис Валерійович, Комаров Костянтин Андрійович, Талько Оксана Вікторівна — співробітники цього ж підрозділу.

лоцикловой усталости материалов. После этого наступило некоторое охлаждение внимания к этому вопросу. Очевидно, это следует объяснить, во-первых, ограничениями применимости метода АЭ, связанными с возможностью маскирования информативных сигналов шумовой помехой [15], а во-вторых, несовершенством аппаратуры АЭ-контроля того времени. В современной зарубежной литературе [16] возвращаются к возможности эффективного использования метода АЭ для отображения процесса усталости материалов, однако, уже не только мало-, но и много-цикловой. К сожалению, в отечественной литературе, как по материаловедению [17], так и по АЭ [18, 19], этому вопросу в последнее время практически не уделяется внимание.

Поэтому целью настоящей работы является, во-первых, обратить внимание украинского материаловедческого общества на возможности метода АЭ применительно к контролю развивающихся в процессе усталости материала дефектов, а, во-вторых, продемонстрировать эти возможности на примере одного из наиболее сложных случаев контроля усталостной повреждённости — выявления сигналов АЭ в процессе высокоскоростного циклического деформирования образцов материала.

Описание объекта и методики исследований

Подход высокоскоростного циклического деформирования при исследовании многоцикловой усталости материалов развивается, в первую очередь, в связи с необходимостью получения характеристик выносливости материала на больших базах нагружения в реальном масштабе времени [20]. При этом используют высокочастотный резонансный режим колебаний образцов в мощных акустических полях (при частоте колебаний до десятков килоГерц). Недостаток такого подхода заключается в том, что увеличение скорости циклического нагружения изменяет физику процессов накопления повреждений в материале и потому требует осторожного использования при прогнозировании циклической долговечности материалов в реальных условиях. Наличие метода контроля процессов накопления усталостных повреждений позволило бы использовать АЭ (акустическая эмиссия). Как и по малоцикловой усталости, в 80-х годах прошлого столетия к этому направлению был проявлен интерес [21–24] и получены ограниченные успехи, подтверждающие принципиальную возможность выявления сигналов АЭ в условиях воздействия на материал мощных акустических полей, однако, методику надёжного выявления сигналов АЭ в условиях высокочастотных усталостных испытаний разработать не удалось. Проявленный интерес ослабел гораздо быстрее, чем в случае малоцикловой усталости. Это связано с особой сложностью задачи, обусловленной высоким уровнем собственных шумов испытательного оборудования при несовершенстве аппаратуры и методик АЭ-контроля того времени [25], а так же недостаточным уровнем понимания взаимосвязи параметров АЭ и кинетики микроразрушения твёрдых тел [26], в том числе, особенностей деформирования материала в условиях мощных акустических полей [27].

Современные достижения в аппаратном обеспечении метода АЭ-контроля позволили вернуться к решению рассматриваемой задачи на новом уровне. Нами был проведен анализ [28] особенностей использования дефектоскопического комплекса акустической эмиссии "ГАЛС-1", разработки "УкрНИИНК" [29] при отображении процесса развития усталостной повреждённости материалов, деформируемых в режиме резонансных изгибных колебаний на электродинамическом вибростенде ВЭДС-400 [30], исследованы [31] шумовые ха-

рактеристики этого вибростенда. В результате была предложена система для анализа сигналов АЭ в процессе резонансного нагружения образцов и разработана методика её использования [32]. Структурная схема варианта этой системы, использованного в настоящей работе, приведена на рис. 1.

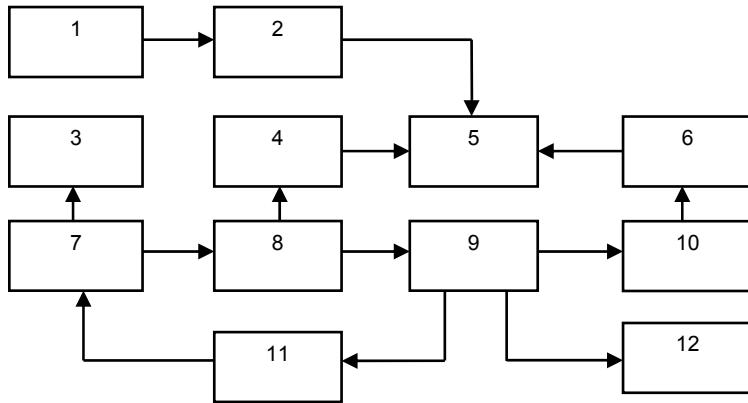


Рис. 1. Структурна схема системи:

1 — воздух; 2 — датчик 3; 3 — частотометр; 4 — датчик 2; 5 — комплекс ГАЛС-1; 6 — датчик 1; 7 — испытательная машина ВЭДС-200; 8 — волновод; 9 — образец; 10 — механическая связь; 11 — обратная связь; 12 — измеритель амплитуды.

Система работает следующим образом. С помощью испытательной машины 7 через волновод 8 по методике [20] на первой форме симметричных изгибных резонансных колебаний нагружают образец 9 до появления и развития в нём трещин усталости. Уровень разрушающих колебаний контролируют измерителем амплитуд 12. Частоту возбуждения контролируют частотометром 3. Уменьшение резонансной частоты колебаний образца свидетельствует о разрушении материала на уровне развития усталостной трещины [20]. Обратная связь 11 позволяет подстраивать частоту возбуждения для восстановления резонансных колебаний образца. Датчик 6 принимает сигналы АЭ. Механическая связь 10 по методике [28] защищает датчик 6 от мощного акустического поля в образце 9, пропуская маломощные сигналы АЭ. Для контроля и отсева механических помех, создаваемых работой нагружающего оборудования, на корпусе вибростенда установлен датчик 4, а для контроля и отсева наводок датчик 2 свободно подвешен в воздухе 1. Каждый из этих датчиков подключён к соответствующему каналу комплекса 5, предназначенного для регистрации сигналов АЭ, помех и наводок, а так же для обработки получаемой информации. Настройку каналов комплекса 5 осуществляют по методике [32].

Каждый материал, в зависимости от своей структуры, имеет особенности усталостного разрушения [33, 34]. Для демонстрации возможностей метода АЭ были выбраны материалы с существенно отличающимися закономерностями процесса усталости: алюминиевый сплав Д16Т, сталь Ст3 и стеклотекстолит. Образцы были вырезаны из листов в виде полос (различных размеров). Для увеличения уровня локальной нагрузки в месте наибольших напряжений

поперечное сечение образцов было ослаблено наполовину пропилом по всей ширине.

Таблица
Характеристики образцов

Материал	Размеры, мм		
	длина	ширина	высота
Д16Т	121	10,9	1,4
Ст3	101	11,8	1,5
Стеклотекстолит	95	11,5	1,5

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

Сигнал АЭ, порождаемый деградацией материала в процессе усталостного разрушения, представляет собой одиночную реализацию многомерного стохастического нестационарного процесса в виде последовательности перекрывающихся импульсов, поэтому для его характеристики могут быть использованы десятки параметров, каждый из которых отображает определённое свойство сигнала и имеет физическую связь с процессом разрушения материала [16]. Для иллюстрации результатов исследований выбраны параметры, наиболее наглядно отображающие скорость развития (рис. 2) и процесс накопления (рис. 3) повреждений в исследуемых материалах при их резонансном деформировании. На рис. 4 в тех же масштабах локального времени приведены значения частоты резонанса. На всех рисунках приведенное локальное время начинается на стадии развития микроповреждений материала (для стеклотекстолита отсутствует) за несколько сот секунд до появления макротрешины и завершается, после стадии развития макроповреждения,ломом образца. Уменьшение частоты резонанса обусловлено снижением жёсткости образца, поэтому отсутствует на стадии развития микроповреждений и отображает накопление повреждений в материале на стадии развития макротрешины [20].

Совместный анализ данных, приведенных на рис. 2–4, позволяет показать связь параметров АЭ со стадиями разрушения каждого материала и особенности этого разрушения. Так, в случае Д16Т сигналы АЭ зафиксированы на стадии развития микроповреждений задолго до появления макротрешины, при зарождении макротрешины достигают наивысших значений по всем параметрам с последующим спадом при окончательном сломе образца. В случае Ст3 сигналы АЭ так же зафиксированы на стадии развития микроповреждений задолго до появления макротрешины, однако, при зарождении макротрешины нет столь сильного увеличения значений их параметров, а при развитии трещины эти значения постепенно увеличиваются с резким всплеском при окончательной поломке образца. В случае стеклотекстолита сигналы АЭ зафиксированы с самого начала нагружения, а их уровень изменялся циклически (рис. 2) или ступенчато (рис. 3, в) в соответствии современного разрушения каждой

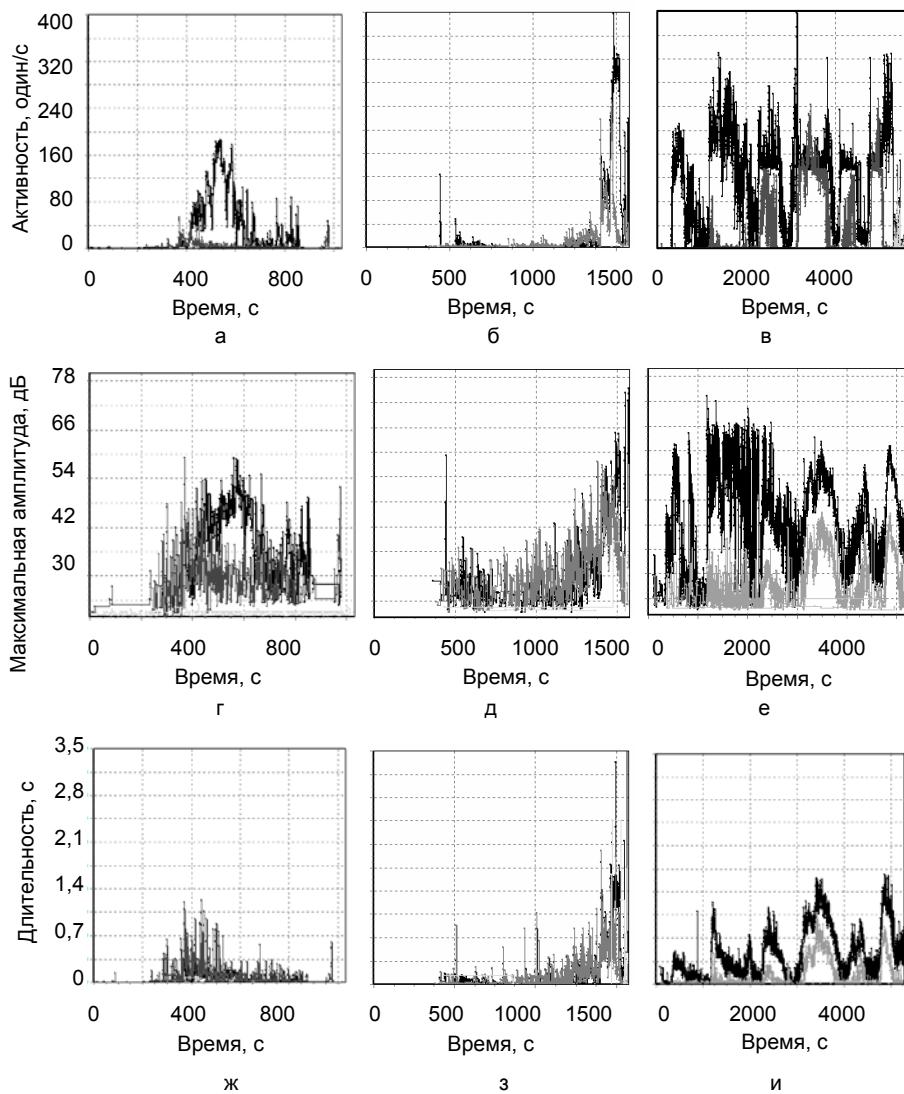


Рис. 2. Зависимости активности сигналов АЭ (а, б, в), их максимальной амплитуды (г, д, е) и длительности (ж, з, и) от локального времени нагружения образцов из Д16Т (а, г, ж), Ст3 (б, д, з) и текстолита (в, е, и)

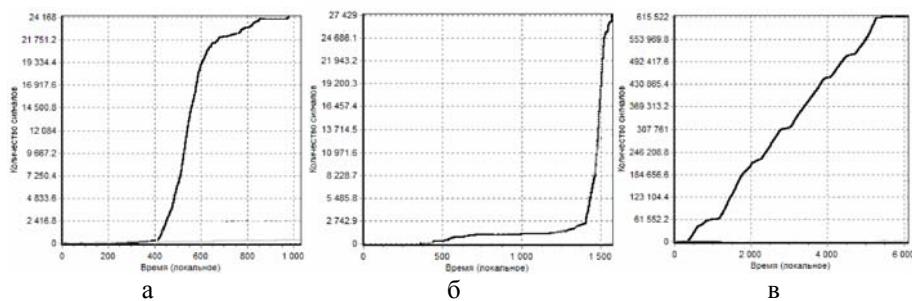


Рис. 3. Зависимости количества сигналов АЭ от локального времени нагружения образцов из Д16Т (а), Ст3 (б) и стеклотекстолита (в)

ячейки материала; доломать образец не удалось из-за потери им жёсткости в повреждённом сечении.

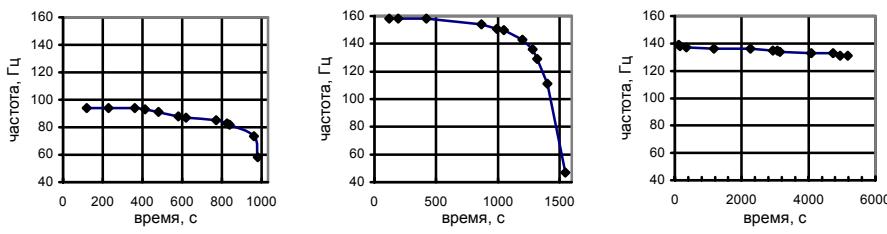


Рис. 4. Зависимости частоты резонанса от локального времени нагружения образцов из D16T (а), Ст3 (б) и стеклотекстолита (в)

Выводы

В работе показано, что использование современных аппаратуры и методик позволяет надёжно, начиная со стадии развития микродефектов, фиксировать акустическую эмиссию, вызванную накоплением многоцикловых усталостных повреждений в материале, в одном из наиболее сложных для применения этого метода случае — при резонансном высокоскоростном циклическом деформировании образцов материала.

На примере материалов, имеющих характерные особенности процесса усталостного повреждения, экспериментально продемонстрированы возможности отображения стадий развития усталостных микродефектов и макротрешины с помощью использования акустической эмиссии.

Развитие работ в этом направлении может быть связано с накоплением экспериментальных данных для построения статистически обоснованных корреляционных зависимостей между повреждённостью материала и параметрами акустической эмиссии с последующей разработкой на их основе методов оценки состояния материала.

Проведен анализ проблем применения метода акустической эмиссии для исследования и контроля процесса накопления многоцикловой усталостной повреждённости материала. Показано, что использование современных аппаратуры и методик позволяет надёжно фиксировать акустическую эмиссию, начиная со стадии развития микродефектов, в одном из наиболее сложных для применения этого метода случае — при резонансном высокоскоростном деформировании образцов материала. На примере материалов, имеющих характерные особенности процесса усталостного повреждения, экспериментально продемонстрированы возможности отображения стадий развития усталостных микродефектов и макротрешины посредством параметров акустической эмиссии.

Ключевые слова: стадия повреждённости материала, многоцикловая усталость, акустическая эмиссия, резонансное нагружение, микродефекты, трещина.

Problems on application of the acoustic emission method to investigate and control the process of high-cycle fatigue damage accumulation in material have been analyzed. It has been shown that the use of state-of-the-art equipment and techniques allow the reliable detection of acoustic emission, starting with the stage of microdefect development, in the most complicated

case to apply this method, i.e. resonant high-speed deformation of material specimens. The possibilities for representation of the stages of fatigue microdefect development and macrocracks through the acoustic emission parameters have been demonstrated experimentally by the example of the materials exhibiting features of the fatigue damage process.

Key words: stage of material damage, high-cycle fatigue, acoustic emission, resonant loading, microdefects, crack.

1. *Физика твердого тела: энциклопедический словарь.* – К.: Наук. думка, Т. 1, 1996. – 656 с., Т. 12, 1998. – 648 с.
2. *Панасюк В. В. Фізико-хімічна механіка конструкційних матеріалів: здобутки та перспективи. Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя.* – К.: Наук. думка, 1998. – С. 565–589.
3. *Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов.* – К.: Наук. думка, 2003. – 257 с.
4. *Афанасьев Н. Н. Статистическая теория усталостной прочности металлов.* – К: Изд-во АН УССР, 1953. – 128 с.
5. *Королев И. К. Численное моделирование накопления повреждений и развития усталостной трещины в упругих материалах / И. К. Королев, С. В. Петинов, А. Б. Фрейдин // Вычислительная механика сплошных сред.* – 2009. – Т. 2, № 3. – С. 34–43.
6. *Почтенный Е. К. Прогнозирование долговечности и диагностика усталости деталей машин.* – Минск: Наука и техника, 1983. – 246 с.
7. *Дробот Ю. Б. Неразрушающий контроль усталостных трещин акусто-эмиссионным методом / Ю. Б. Дробот, А. М. Лазарев.* – М.: Изд-во стандартов, 1987 – 128 с.
8. *Акустическая эмиссия и её применение в ядерной энергетике / под ред. К. Б. Вакара.* – М.: Атомиздат, 1980. – 216 с.
9. *Druillard T. F. Acoustic Emission: A Bibliography with Abstracts.* N. Y.: IFI/Plenum, 1979. – 787 р.
10. *Иванов В. И. Акустическая эмиссия при развитии усталостных трещин в сосудах высокого давления / В. И. Иванов, В. Н. Куранов, А. Н. Рябов, А. С. Ерёмин // Дефектоскопия.* 1980. – № 1. – С. 35–39.
11. *Williams J. H. Jr. Correlation of Acoustic Emission with Fracture Mechanics Parameters in Structural Bridge Steels during Fatigue / J. H. Jr. Williams, D. M. DeLonga, S. S. Lee // Materials Evaluation.* 1982. – Vol. 40, No. 10. – P. 1184–1189.
12. *Иванов В. И. Об акустической эмиссии при малоцикловой усталости / В. И. Иванов, В. Н. Куранов, А. Н. Рябов // Докл. АН ССР. 1986. – Т. 288, Вып. 6. – С. 1335–1338.*
13. *Гуменюк В. А. Исследование акустической эмиссии от трения берегов усталостной трещины / В. А. Гуменюк, Ю. Г. Иванов, Д. П. Красильников и др. // Диагностика и прогнозирование разрушения сварных конструкций.* 1988. – Вып. 7. – С. 35–42.
14. *Гуменюк В. А. Поиск, идентификация и контроль кинетики усталостных трещин по сигналам АЭ от контактирования её берегов / В. А. Гуменюк, Ю. Г. Иванов, В. А. Сульженко // Диагностика и прогнозирование разрушения сварных конструкций.* 1991. – Вып. 1. – С. 24–31.
15. *Грешников В. А. Акустическая эмиссия. Применение для испытаний материалов и изделий / В. А. Грешников, Ю. Б. Дробот.* – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.
16. *Неразрушающий контроль: справ.; В 7 т. / под общ. ред. В. В. Клюева. Т. 7: Кн. 1: В. И. Иванов, И. Э. Власов. Метод акустической эмиссии. Кн. 2: Ф. Я. Балицкий, А. В. Барков, Н. А. Баркова и др. Вибродиагностика.* – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с.
17. *Назарчук З. Т. Дефектоскопия и интроскопия материалов / З. Т. Назарчук, В. Г. Рыбачук // Неорганическое материаловедение: энциклопед. изд. в 2 т. / под ред. Г. Г. Гнесин.*

- на, В. В. Скорохода: Т. 1. Основы науки о материалах. – К.: Наук. думка, 2008. – С. 1019–1092.
18. *Недосека А. Я.* Акустическая эмиссия и ресурс конструкций (Обзор) / А. Я. Недосека, С. А. Недосека // Техн. диагностика и неразруш. контроль. 2008. – № 2. – С. 3–11.
19. *Филоненко С. Ф.* Акустическая эмиссия. Измерение, контроль, диагностика. – К.: Изд-во КМУГА, 1999. – 305 с.
20. *Усталостные испытания на высоких частотах нагружения* / под ред. В. А. Кузьменко. – К.: Наук. думка, 1979. – 336 с.
21. *Гришаков С. В.* Использование акустической эмиссии для исследования усталости пьезоэлектрической керамики / С. В. Гришаков, В. А. Кузьменко, Г. Г. Писаренко // Докл. II Всесоюз. семинара “Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения”. – К.: Наук. думка, 1980 – С. 458–460.
22. *Долбин Н. А.* Влияние внутреннего давления на долговечность и акустическую эмиссию трубок при высокочастотном нагружении / Н. А. Долбин, И. Г. Довгялло, В. И. Борд // Докл. III Всесоюз. семинара “Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения”. – К.: Наук. думка, 1983 – С. 71–76.
23. *Безымянный Ю. Г.* Исследование процесса высокочастотной усталости конструкционной керамики методом акустической эмиссии / Ю. Г. Безымянный, С. В. Гришаков, В. С. Дробинский, А. Д. Шевчук // Там же. – К.: Наук. думка, 1983 – С. 76–79.
24. *Муравин Г. Б.* Исследование прочности тел с трещинами в интенсивных акустических полях методом эмиссии волн напряжений / Г. Б. Муравин, Л. М. Лезвинская, Я. В. Симкин, Л. И. Маос // Докл. III Всесоюз. семинара “Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения”. – К.: Наук. думка, 1983 – С. 237–244.
25. *Вакар К. Б.* Приборы и информационные системы регистрации и обработки сигналов акустической эмиссии // Акустическая эмиссия материалов и конструкций. (1-я Всесоюзная конференция). Ч. 1. Ростов-на-Дону. Изд-во Ростовского университета, 1989. – С. 106–114.
26. *Буйло С. И.* О связи параметров акустической эмиссии с особенностями кинетики деформации и микроразрушения твёрдых тел // Там же. – 1989. – С. 125–132.
27. *Кузьменко В. А.* Состояние и перспективы практического использования испытаний на усталость при высоких частотах нагружения // Материалы международ. симп. “Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения”. – К.: Наук. думка, 1986 – С. 4–11.
28. *Безымянный Ю. Г.* Развитие акустико-эмиссионного метода для исследования процесса многоцикловой усталости материалов / Ю. Г. Безымянный, Д. В. Галаненко // Фізичні методи та засоби контролю середовищ матеріалів та виробів. Теорія і практика неруйнівного контролю матеріалів і конструкцій: зб. наук. праць. – Л.: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2008. – Вип. 13. – С. 100–106.
29. Комплекс дефектоскопический акустико-эмиссионный “ГАЛС-1”. Руководство по эксплуатации ГАЛС-1.32828482.001.07РЭ. ЗАО. – К.: “УкрНИИНК”, 2007.
30. *Вибрационный электродинамический стенд ВЭДС-400А.* Паспорт. Таганрог, 1985.
31. *Безымянный Ю. Г.* Адаптация метода акустической эмиссии к усталостным испытаниям материалов на высоких частотах нагружения / Ю. Г. Безымянный, Д. В. Галаненко // Фізичні методи та засоби контролю середовищ матеріалів та виробів. Неруйнівний контроль матеріалів і конструкцій: зб. наук. праць. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2009. – Вип. 14. – С. 29–35.
32. *Безымянный Ю. Г.* Система для выявления сигналов акустической эмиссии в процессе резонансного нагружения образца / Ю. Г. Безымянный, Д. В. Галаненко, А. Н. Колес-

- ников // Вестник Национального технич. университета “ХПИ”: сб. науч. трудов “Электроэнергетика и преобразовательная техника”. – № 16. – 2012. – С. 214–222.
33. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение. – М.: Мир, 1984. – 624 с.
34. Серенсен С. В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. – М., 1975.

УДК 669.715: 669.721: 543.422.8

**В. Г. Ткаченко, Я. В. Зауличный, А. И. Кондрашев,
А. Н. Малка, А. А. Абрамов**

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ МАГНИЯ И АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Методами рентгенівської емісійної спектроскопії досліджені енергетичні розподіли 3s-електронів у валентних емісійних смугах алюмінію і магнію. Показано, що основний вклад s-електронів вносять в низькоенергетичну область рентгенівського емісійного спектру цих металів, викликаючи ефект гібридизації електронних станів. При утворенні твердого розчину Mg-Al у валентній смузі L_aMg спостерігається розщеплювання (на сполучні і антисполучні стани) тих електронних рівнів, які гібридизуються з s-станами Mg.

Ключові слова: рентгенівська емісійна спектроскопія, допант, гібридизація, електронні рівні.

Введение

Рентгеновская эмиссионная спектроскопия (ПЭС) является одним из наиболее эффективных методов изучения электронной структуры вещества. В сочетании с оптическими спектрами он дает возможность получать точные параметры зонной структуры кристалла в зоне проводимости и в валентной зоне, то есть во всей области энергий. Вместе с тем теоретические расчеты распределения интенсивностей в эмиссионных спектрах до настоящего времени остаются проблематичными из-за математических трудностей, связанных с определением волновых функций валентных электронов и учетом взаимодействия электронов (многоэлектронное приближение). Поэтому особое значение приобретают экспериментальные исследования тонкой структуры рентгеновских эмиссионных спектров, которые необходимы для сближения теоретических расчетов и экспериментальных результатов.

Сплавы на основе магния и алюминия широко применяются в электронной технике и машиностроении [1–3]. Знания их электронной структуры необходимы для создания перспективных материалов с новыми физико-механическими свойствами.

Методика эксперимента

Сплавы на основе алюминия и магния были выплавлены в индукционной печи в среде аргона. При этом использовали алюминий, литий, барий; магний, кальций, иттрий с содержанием основного элемента 99,99% и не менее 99,95% соответственно. Исследование электронной структуры сплавов

© Ткаченко Володимир Григорович, докт. техн. наук, завідувач відділу Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Кондрашов Олександр Іванович, Малка Олександр Миколайович, наукові співробітники цього ж інституту, Абрамов Олександр Олександрович, аспірант цього ж інституту, Зауличний Ярослав Васильович, докт. фіз.-мат. наук, завідувач кафедри НТУУ “КПІ”.

проводили с помощью спектрометра РСМ-500. Диспергирующим элементом в нем является решетка типа “Эшелет” с периодом 1/600 и радиусом кривизны 6м. Давление остаточных газов в рабочей камере спектрометра составляет 2×10^{-4} Па. Ошибка определения точек спектра — $\pm 0,1$ эВ.

Особенностью рентгеновской эмиссионной спектроскопии является возможность изучения электронного строения каждого из компонентов сплава, что не может быть сделано с помощью других методов исследования. Распределение интенсивности в рентгеновских эмиссионных полосах определяется распределением внешних (валентных) электронов по состояниям в сплаве [4].

Результаты экспериментов и их обсуждение

Сплавы системы Mg—Al—Ca—Y. Рентгеновские эмиссионные La -полосы магния и алюминия отражают энергетическое распределение 3s-электронов в валентных полосах этих металлов. По расчётным данным [5] наибольший вклад s-состояния вносят в низкоэнергетическую область спектра, вызывая эффект sp-гибридизации. По тем же данным наибольшая часть Al-состоиний приходится на прифермиевскую область. Из сравнения $\text{AlL}\alpha$ и $\text{MgL}\alpha$ валентных полос видно, что несмотря на некоторое подобие, они отличаются своей шириной и относительными интенсивностями. Так как часть энергетических уровней в прифермиевской области $\text{AlL}\alpha$ занята p-состояниями, незадействованными в гибридизации, ширина распределения по энергиям s-электронов здесь в два раза шире, чем в $\text{MgL}\alpha$ (рис. 1, кривые 1 и 2).

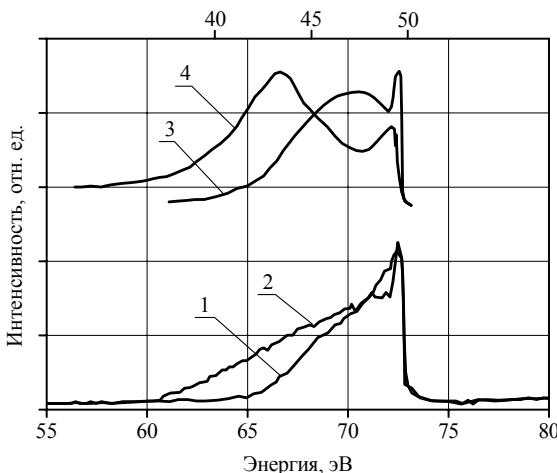


Рис. 1. Совмещение в единой энергетической шкале (на уровнях Ферми) $\text{L}\alpha$ -полос эмиссии, полученных от чистых Mg (1), Al (2) и от $\text{Mg}_{0,89}\text{Al}_{0,11}$ (3 — $\text{MgL}\alpha$, 4 — $\text{AlL}\alpha$)

При переходе к $\text{Mg}_{0,89}\text{Al}_{0,11}$ форма $\text{AlL}\alpha$ -полосы эмиссии кардинально изменяется вследствие резкого снижения интенсивности прифермиевского максимума и резкого повышения интенсивности $\text{L}\alpha$ в центре зоны (рис. 1 кривая 4). Кроме того, валентная полоса $\text{MgL}\alpha$ практически расщепляется на две подполосы, разделённые глубоким минимумом. Это объясняется расщеплением (на связующие и антисвязующие состояния) тех электронных уровней, p-орбитали которых гибридизируются с s-состояниями Mg. В результате этого часть sp-антисвязующих состояний оказалась на уровне Ферми, а связующие состояния с большим дополнительным вкладом s-электронов от Mg, снизив свою энергию, сосредоточились в центре валентной зоны. Это под-

тврдяється також некоторим підвищенням інтенсивності MgL_α в інтервалі енергій 46–47 еВ. Однако при цьому практично не змінюється розподілення Mg s-електронів вблизі рівня Фермі.

Легіювання сплава $Mg_{0,89}Al_{0,11}$ кальцієм і іттриєм практично не змінює форми L_α -полос Mg і Al , за виключенням некоторых змін в інтенсивностях прифермієвського максимуму (рис. 2). В цьому випадку при додаванні кальцію інтенсивність цього максимуму підвищується за рахунок додаткових s-електронів кальцію і ненадто зменшується при легіюванні іттриєм. Однако це не означає, що густота станів поблизу рівня Фермі зменшується, спостережений ефект очевидно, є результатом гібридизації високоенергетических Yd -станів з s-станами Mg і Al . Поэтому незначительное расширение этих максимумов может свидетельствовать здесь о некотором возрастании плотности состояний, особенно тех, которые смогут заселять антисвязывающие состояния, что обычно может уменьшать работу выхода электронов с поверхности Ферми. Однако этот вывод следует рассматривать, скорее как предположение из-за малых, соизмеримых с погрешностью эксперимента изменений интенсивностей этих максимумов.

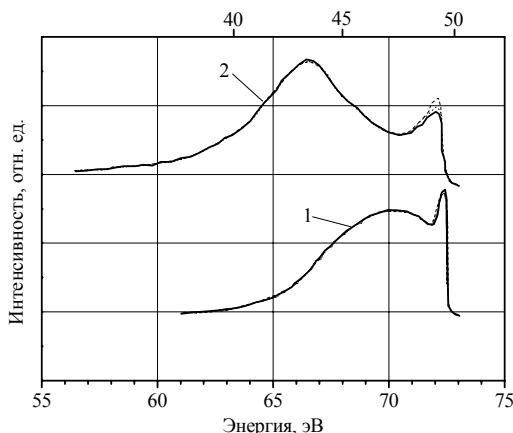


Рис. 2. Сравнение MgL_α (1) и AlL_α -полос эмиссии (2), полученных от $Mg_{0,89}Al_{0,11}$ (—), от $Mg_{0,882}Al_{0,11}Ca_{0,008}$ (— — —) и $Mg_{0,882}Al_{0,11}Ca_{0,008}Y_{0,006}$ (· · ·)

Сплави алюмінію з літієм і барієм. Енергетичне розподілення валентних електронів в емісійному спектрі алюмінію окається типичним для металів 1 – 3 груп таблиці хіміческих елементів з резким пиком густоти електронних станів поблизу рівня Фермі (рис. 3). Після зовнішніх L_{II-III} – M -полос алюмінія, отриманих від чистого алюмінію і сплавів $Al_{0,927}Li_{0,073}$ і $Al_{0,955}Li_{0,039}Ba_{0,006}$, стає очевидним, що всі вони значною мірою відрізняються за формою. В частності, при легіюванні алюмінію літієм спостерігається зниження інтенсивності Al L_{II-III} – M -полос в області енергій $h\nu = (61 – 67)$ еВ, яка знаходиться на дні зони. При цьому відбувається сдвиг низкоенергетичного контура в бік високих енергій. Це свідчить про зменшення заселеності найглибокіших s-станів алюмінію і про збільшення зонної енергії $E_F = \int N(E)EdE$, тобто всі електро-

ны стали менш пов'язаними з основним алюмінієм. Боліше того, число валентних електронів алюмінію зберігається незмінним. Поэтому виявлене енергетичне перерасподілення є наслідком або підвищення густоти електронних станів на рівні Фермі вблизі алюмінію, або заселення

$E_F = \int N(E)EdE$, тобто всі електро-

ны стали менш пов'язаними з основним алюмінієм. Боліше того, число валентних електронів алюмінію зберігається незмінним. Поэтому виявлене енергетичне перерасподілення є наслідком або підвищення густоти електронних станів на рівні Фермі вблизі алюмінію, або заселення

2s-состояний лития. Для определения того или иного варианта заселения электронных состояний была исследована LiK_α -полоса эмиссии, которая в чистом

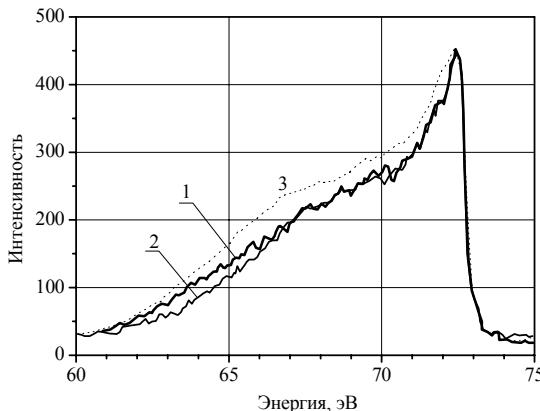


Рис. 3. Сравнение приведённых к одинаковым пиковым интенсивностям $\text{Al}(\text{L}_{\text{II-III}}-\text{M})$ – полос рентгеновской эмиссии для чистого Al и его сплавов: 1 – Al; 2 – сплав Al-2%Li, 3 – сплав Al-1%Li-3%Ba

литии не имеет дублетного вида, а в исследованном сплаве стала глубоко разделенным дублетом (рис. 4). Центр масс его низкоэнергетического максимума расположен на уровне $h\nu = 49,8$ эВ, а коротковолнового максимума – на уровне $h\nu = 54,36$ эВ, что соответствует табличному значению энергетического положения LiK_α для чистого лития. Поскольку $\text{LiK}_{\alpha 1/2}$ -дублет может существовать только при синглетном заполнении Li_{2s} -состояний, то выявленное перераспределение электронных состояний в сплаве алюминия с литием является следствием перехода $\text{Al}p$ -электрона к Li_s -состоянию при выравнивании уровней Ферми обоих металлов из-за образования твёрдого раствора. Поскольку энергия связи s -электронов с атомами лития меньше энергии связи с остовами алюминия, это означает, что энергия электронов твёрдого раствора лития в алюминии возрастает, обеспечивая уменьшение работы выхода и повышение квантового выхода фотоэмиссии этого сплава.

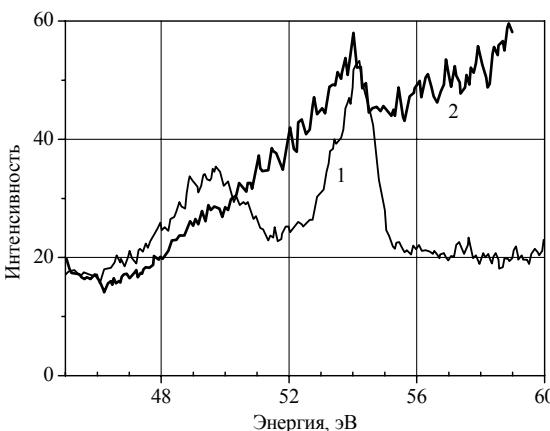


Рис. 4. Рентгеновские LiK_α спектры эмиссии, полученные от сплавов на основе алюминия

$\text{Al}(\text{L}_{\text{II-III}}-\text{M})$ -полоса сплава алюминия с литием и барием ($\text{Al}_{0,955}\text{Li}_{0,039}\text{Ba}_{0,006}$) (рис. 4) также существенно отличается от полосы чистого алюминия за счёт повышения относительной интенсивности I / I_{\max} практически по всему спектру в интервале энергий $h\nu = (63-73)$ эВ. Это свидетельствует об увеличении плотности заселённости состояний в этом диапазоне энергий. Так как бария в отличие от лития два $6s$ -электрона, дополнительное

растворение бария в сплаве Al–Li приводит к повышению заселённости электронных состояний алюминия. Исследования сплава алюминия с литием и барием показали, что LiK_α-полоса также характеризуется дублетной структурой с очень низкой контрастностью обоих максимумов из-за большого рассеивания x-квантов атомами бария. Повышение заселённости валентной полосы сплава Al–Li, Ba должно привести к дополнительному увеличению квантового выхода фотоэмиссии.

Выводы

При исследовании рентгеновских эмиссионных спектров сплавов Al–Li, Ba установлены особенности тонкой структуры рентгеновских эмиссионных полос легких элементов. В частности, наблюдаемое перераспределение интенсивностей в рентгеновской эмиссионной полосе L_αAl связывается с существенным повышением плотности электронных состояний (вероятно Al *p*-состояний) вблизи уровня Ферми при введении лития и бария.

Добавки алюминия не изменяют распределение *s*-электронов Mg вблизи уровня Ферми. Введение кальция, а тем более иттрия, не влияют на плотность состояний вблизи уровня Ферми магния. Вместе с тем зафиксированная в эмиссионных рентгеновских спектрах гибридизация, например, Y *d*-состояний с *s*-состояниями Mg, что свидетельствует об увеличении прочности межатомной связи в матрице сплавов Mg–Al, Ca, Y.

Методом рентгеновской эмиссионной спектроскопии, показано на целесообразность разделения исследованных объектов на два класса перспективных материалов: а) конструкционные сплавы системы Mg–Al, Ca с эффектами твёрдорастворного зернограничного упрочнения [6] и б) функциональные сплавы системы Al–Li, Ba с повышенным квантовым выходом фотоэмиссии [7].

Методами рентгеновской эмиссионной спектроскопии исследованы энергетические распределения 3s-электронов в валентных эмиссионных полосах алюминия и магния. Показано, что основной вклад 3s-электроны вносят в низкоэнергетическую область рентгеновского эмиссионного спектра этих металлов, вызывая эффект гибридизации электронных состояний. При образовании твердого раствора Mg–Al в валентной полосе L_αMg наблюдается расщепление (на связующие и антисвязующие состояния) тех электронных уровней, которые гибридизируются с 3s-состояниями Mg.

Ключевые слова: рентгеновская эмиссионная спектроскопия, гибридизация, тех электронные уровни.

The object of the this paper is to provide information concerning to the electron structure of light alloys, which might better identify mechanisms responsible for improving the physical and mechanical properties of the promising materials. The X-ray emission spectra were measured using selected specimens in as-cast condition. For reason given the lithium and barium are assumed to be responsible for reducing the electron work function and increasing its quantum efficiency.

Keywords: electron structure, hybridization, electron level.

1. *Рохлин Л. Л.* Актуальные проблемы в области применения магниевых сплавов // Цветные металлы. – 2006. – № 5. – С. 62–66.
2. *Промышленные алюминиевые сплавы: справ* / под ред. Ф. И. Квасова, И. Н. Фридляндра. – М.: Металлургия, 1984. – 505 с.
3. *Ткаченко В. Г.* Электронная структура металлических сплавов с повышенным квантовым выходом фотоэмиссии / В. Г. Ткаченко, А. И. Кондрашев, В. И. Лазаренко др. // Доклады Академии Наук. – 1999. – Т. 367, № 5. – С. 632–635.
4. *Немошканенко В. В.* Рентгеновская эмиссионная спектроскопия металлов и сплавов. – К.: Наук. думка. – 1972. – 318 с.
5. *Немошканенко В. В.* Теоретические основы рентгеновской эмиссионной спектроскопии / В. В. Немошканенко, В. Г. Алешин. – К.: Наук. думка, 1974. – 376 с.
6. *Ткаченко В. Г.* Физика микротекучести магниевых сплавов с титаном / В. Г. Ткаченко, К. Ч. Ким, Б. Г. Мун и др. // Успехи физики металлов. – 2010. – Т. 11, № 12. – С. 249–272.
7. *Ткаченко В. Г.* Фізичні основи фотоелектроніки металічних кристалів / В. Г. Ткаченко, О. І. Кондрашев, І. М. Максимчук – К.: Наук. думка, 2009. – 214 с.

УДК 669.7.018

**А. А. Хрипливый, И. Н. Максимчук, В. Г. Ткаченко, В. В. Фризель,
Р. Н. Рыжов, В. Д. Кузнецов, П. Ю. Сидоренко**

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ И МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРА- БОТКАХ ПРОМЫШЛЕННОГО СИЛУМИНА АК7

Наведено дані термографічного аналізу процесів кристалізації доевтектичних сплаву системи Al–Si (AK7) за кривими охолодження та їх обробки в координатах $dT/dt - t$ і $dT/dt - T$. За цими даними встановлено закономірності кристалізації AK7 в умовах термочасової, електрогідроімпульсної (ЕГІО) і магнітоімпульсної обробки (МІО) з перегрівом розплаву в інтервали 700–900 °C. Зіставлені переваги ЕГІО і МІО. Показано, що ЕГІО істотно змінює в основному характер кристалізації α –Al твердого розчину, тоді як МІО більш ефективно впливає як на процеси кристалізації α –Al твердого розчину, так і на формування евтектики Al–Si. Обґрунтовується висновок про те, що комплексна дія ЕГІО і МІО посилє виявлені ефекти і дозволяє більш ефективно керувати процесом кристалізації сплаву AK 7.

Ключові слова: термографічний аналіз, розплав, термічна обробка, електрогідроімпульсна обробка, магнітоімпульсна обробка, інтервали кристалізації.

В последние годы в различных областях современной техники предъявляются повышенные требования к эвтектическим композициям и изготовленным из них элементам конструкций. В частности, сплавы системы Al–Si–Fe,Mn были разработаны специально для увеличения усталостной прочности и жесткости легких деталей, которые должны выдерживать знакопеременные (динамические) нагрузки (например, блоки цилиндров в ДВС). Доэвтектические сплавы системы Al–Si, такие как Al–7Si–0,3 Mn (A356) или Al–6Si–3Сг (A319) часто используются в автомобильной промышленности из-за хорошей жидкотекучести, высокой прочности и сопротивления коррозии. Вместе с тем требуется новый подход, который привел бы к обеспечению разумного сочетания цены и качества этих материалов. Сокращение отходов введением повторных циклов плавки считается одним из важных технологических направлений, позволяющих регулировать качество слитков и продуктов литья. Однако возможность управления процессом кристаллизации и сегрегации в слитках, а также контроля фазовых и структурных превращений открывает новые перспективы для создания эвтектических композиций с требуемыми структурой и свойствами. По литературным данным [1–5] импульсные поля являются дополнительным источником неравновесности, которая может

© Ткаченко Володимир Григорович, докт. техн. наук, завідувач відділу Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Хрипливий Анатолій Олександрович, Максимчук Ігор Миколайович, Фрізель Віктор Вадимович — наукові співробітники цього ж інституту, Рижов Роман Миколайович, Кузнецов Валерій Дмитрович, Сидоренко Павло Юрійович — наукові співробітники Національного технічного університету “КПІ”.

изменить температурные интервалы фазовых переходов, скорость фазовых и структурных превращений в кристаллизующихся сплавах.

Хорошо известно, что физико-механические свойства силуминов зависят от формы, характера распределения и размера эвтектической составляющей структуры сплава. Так присутствие грубых игольчатых кристаллов кремния в эвтектике ухудшает механические свойства отливок [1]. В настоящее время в промышленных технологиях литья алюминиевых сплавов уделяется большое внимание разработке и исследованию способов внешних энергетических воздействий (таких как ультразвук [2], вибрация [3], высокотемпературный перегрев [4], электрический ток, магнитное поле [5] и др.) как на расплавы, так и на процессы кристаллизации отливок. Такого рода воздействия способствуют получению мелкозернистой структуры и повышению механических и эксплуатационных свойств отливок без введения специальных модифицирующих добавок. Основное достоинство внешних воздействий заключается в том, что они не меняют химический состав расплава и не приводят к накоплению нежелательных примесей в литейных сплавах при дальнейшей обработке. Кроме того, при повышенном содержании вторичного сырья (лома, отходов) в шихте целесообразным является использование обработки в жидком состоянии, снижающей микронеоднородное состояние расплава. В последние годы этот вид обработки находит все более широкое применение при плавке литейных алюминиевых сплавов, так как ее можно совмещать с другими внешними воздействиями на расплавы. Это позволит сэкономить чушковые материалы и получать сплавы требуемого качества. Однако применение импульсной обработки кристаллизующихся сплавов при производстве отливок и изделий сдерживается в связи с недостаточной изученностью процессов, происходящих при кристаллизации расплавов с наложением внешних полей.

Цель работы — установить закономерности кристаллизации алюминиевого сплава АК7 под влиянием различных внешних энергетических воздействий и оценить эффективность электрогидроимпульсной обработки (ЭГИО) расплава, магнитной импульсной обработки (МИО) в процессе кристаллизации, комплексной ЭГИО и МИО, а также термовременной обработки расплава.

Методика эксперимента

Слитки сплава АК-7 выплавляли на экспериментальной плавильной установке с резистивным нагревом и донным разливом в металлическую изложницу. Плавку производили в среде инертного газа (argon). Температуру расплава поддерживали с помощью терморегулятора типа ВРТ – 3, точность регулировки ± 1 °С. Отливку проводили в медный охлаждаемый кристаллизатор, обеспечивающий быстрое охлаждения расплава с возможностью регулирования скорости в интервале 40–60 град/с. Для исследования влияния температуры на кинетику кристаллизации сплава использовали двухступенчатую термовременную обработку (ТВО) расплава: перегрев расплава и его выдержка при определенной температуре ($T_{\text{пергр}}$) в течение 30 мин → медленное охлаждение в тигле до температуры разлива ($T_{\text{раз}}$) → разлив в медный кристаллизатор. Электрогидроимпульсную обработку (ЭГИО) расплава проводили на последней стадии ТВО (перед разливом), энергия в импульсе — 18 Дж, частота следования — 2 Гц, время обработки расплава — 1 мин. Методика ЭГИО аналогична описанной авторами [6].

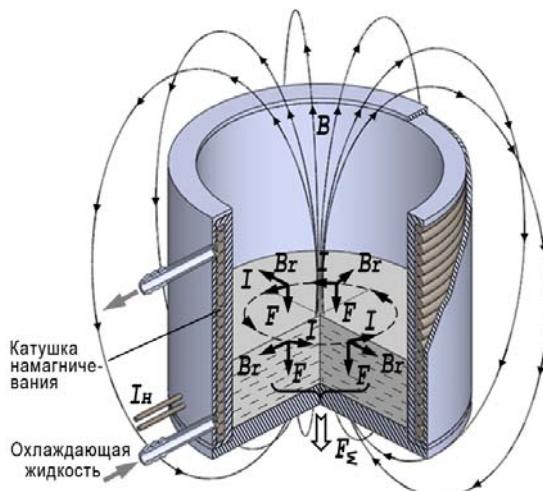


Рис. 1. Физическая модель кристаллизатора

Для оценки эффективности импульсной магнитной обработки расплава (МИО) в процессе его кристаллизации в рубашке охлаждения кристаллизатора разместили катушку намагничивания индуктора (рис. 1). Ее параметры были подобраны таким образом, чтобы при взаимодействии индуцированных вихревых токов (I) с радиальной составляющей индукции магнитного поля (B_r) суммарное силовое воздействие на расплав и фронт кристаллизации (F_Σ) были направлены в сторону дна кристаллизатора. Через катушку намагничивания пропускали импульсы тока I_h , вырабатываемые специально разработанным генератором. Во всех экспериментах индукция магнитного поля составляла 1,7 Тл, с частотой следования импульсов 25 и 50 Гц.

Температуры различных стадий кристаллизации фиксировали с помощью термоанализатора, чувствительный элемент которого (термопара из хромель-алюмелевой проволоки Ø 0,2 мм и Ø спая 0,4 мм) был введен в расплав на глубину ~3 мм через корпус кристаллизатора. Такие характеристики термо-чувствительного элемента обеспечили очень низкую инерционность термопары. Величину температуры записывали и обрабатывали с помощью разработанного аппаратно-программного компьютеризированного комплекса в реальном масштабе времени, позволяющего фиксировать 500 значений в течение 1 сек.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Методы ДСК и термического анализа эффективно используются многими исследователями для анализа процесса кристаллизации сплавов системы Al-Si [7-9], который дает возможность изучить последовательность фазовых превращений, температуру и длительности интервалов кристаллизации эвтектических компонентов и установить их взаимосвязь с формированием микроструктуры сплавов.

Режимы ТВО, вид энергетического воздействия (ЭГИО расплава и МИО в процессе его кристаллизации), а также скорость охлаждения расплава перед кристаллизацией (V), рассчитанные по термограммам, приведены в табл. 1.

Таблиця 1

Режимы ТВО, вид энергетического воздействия и скорость охлаждения расплава исследованных образцов

Образец	$T_{\text{пергр}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{разл}}, ^\circ\text{C}$	V, град/с	Вид обработки
1	900	900	40	—
2	900	800	50	—
3	900	700	50	—
4	900	650	55	—
5	700	700	60	—
6	700	700	55	ЭГИО
7	800	700	55	ЭГИО
8	800	800	50	ЭГИО
9	900	900	50	ЭГИО
10	750	750	50	—
11	750	750	50	ЭГИО
12	750	750	50	МИО, 25 Гц
13	750	750	50	МИО, 50 Гц
14	750	750	50	ЭГИО + МИО, 25 Гц

Типичная термограмма, полученная при охлаждении и кристаллизации силумина AK7, представлена на рис. 2.

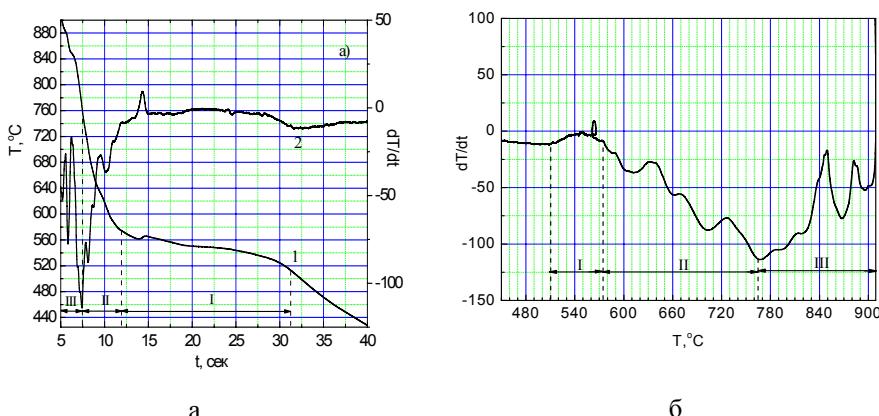


Рис. 2. Кривая охлаждения сплава AK7 (образец № 1) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Как видно (рис. 2, кривая 1), исходная кривая охлаждения описывает кинетику кристаллизации, однако определить температурные интервалы с достаточной точностью оказывается затруднительным. Поэтому, в соответствии с разработанной методикой, для определения временных интервалов использовалась первая производная по времени (рис. 2, кривая 2), а для оценки характерных критических точек и температурных интервалов она перестраивалась в координатах $dT/dt - T$ (рис. 2, б). С тем, чтобы учесть тепловые шумы термопары, исходную кривую (массив из 50 000 точек) предварительно обрабатывала-

ли (сглаживалась) методом усреднения по 100 точкам с использованием графического пакета "Origin 7.5", а затем численно дифференцировали по времени и перестраивали в новых координатах. Сравнительный анализ термограмм позволяет разбить кривые охлаждения по температуре на три характерных участка по характеру изменения мгновенных скоростей dT/dt в процессе кристаллизации (рис. 3): I — температурный интервал, характеризующийся прохождением эвтектического превращения жидкого расплава, в котором мгновенные значения скоростей dT/dt практически постоянны. II — температурный интервал, предшествующий стадии эвтектической кристаллизации, который характеризуется монотонным или немонотонными изменениями кривой мгновенных скоростей dT/dt , и соответствует интервалу кристаллизации α -Al твердого раствора. III — температурный интервал, который характеризует стадию быстрого охлаждения расплава до начала кристаллизации.

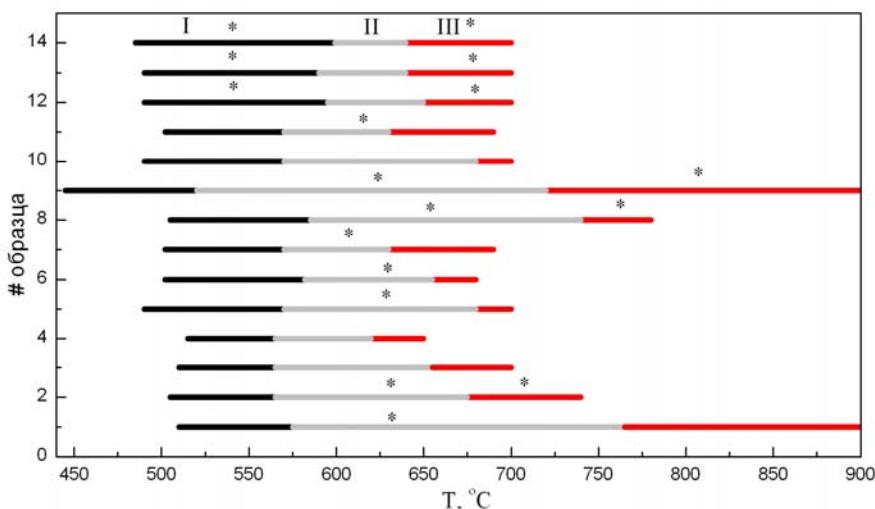


Рис. 3. Температурные интервалы кристаллизации сплава АК7, полученные в результате термографического анализа кривых охлаждения образцов, подвергнутых различного вида ТВО и энергетическим воздействиям в соответствии с табл. 1. Характерные стадии кристаллизации выделены различными оттенками серого цвета и обозначены римскими цифрами, * — температурные интервалы, в которых кривая dT/dt носит немонотонный характер

Термограммы охлаждения образцов № 1–4 позволяют проанализировать влияние температуры разлива расплава (табл. 1), предварительно перегретого до 900 °C, на процесс кристаллизации. Характер кривых охлаждения образцов № 1 (рис. 2) и 2, а также № 3 и 4 (рис. 4) идентичен. Как видно из рис. 3 и табл. 2, температура разлива существенно влияет на температурные и временные характеристики II и III участка кривой охлаждения и практически не влияет на кристаллизацию эвтектической компоненты (участок I). С понижением температуры разлива с 900 до 650 °C, температура начала кристаллизации α -Al твердого раствора $T_{\text{нач. II}}$ сдвигается в область более низких температур (765 и 620 °C, соответственно) и значительно уменьшается величина температурного

ΔT_{II} и временного Δt_{II} интервалов кристаллизации. Более того, наблюдается изменение характера зависимости dT/dt от немонотонного, с рядом последовательных минимумов и максимумов (рис. 2, б), описывающего неравновесный процесс кристаллизации в результате быстрого переохлаждения перегретого гомогенного расплава, к монотонному, который характеризует более равновесный процессу кристаллизации α -Al твердого раствора (рис. 4, б).

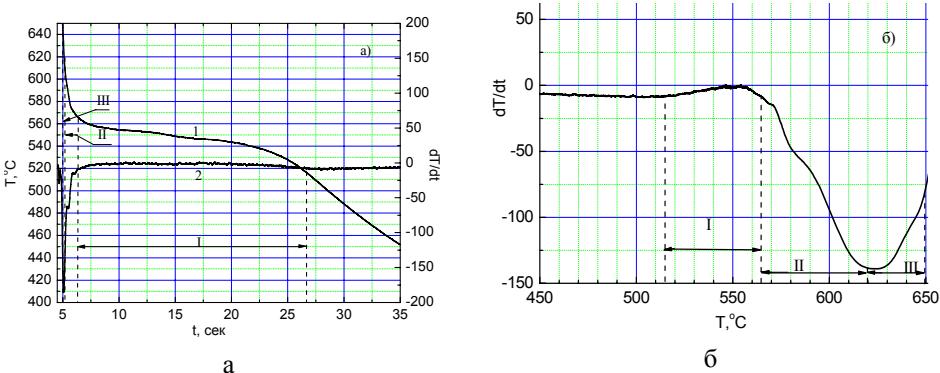


Рис. 4. Кривая охлаждения сплава AK7 (образец № 4) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от Т с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Понижение температуры перегрева расплава с 900 до 700 °C (табл. 2 и рис. 5) приводит к увеличению интервала кристаллизации эвтектики ΔT_I , сдвигая его в область более низких температур, и существенно расширяют, по сравнению с двухстадийной ТВО, II интервал в область более высоких температур (рис. 3 и 5). Следует подчеркнуть, что в отличие от кристаллизации заэвтектического сплава Al-20% Si [10], когда температура перегрева влияет только на размер и форму первичных кремниевых кристаллов, температура перегрева доэвтектического силумина влияет только на кинетику (характер) кристаллизации α -Al твердого раствора, а следовательно, на размер и форму α -Al дендритов.

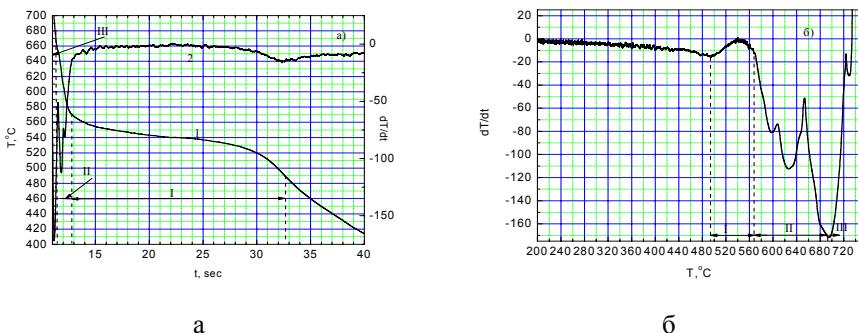


Рис. 5. Кривая охлаждения сплава AK7 (образец № 5) и ее первая производная (2) с указанием временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2 а, кривая 2) от Т с указанием температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Применение ЭГИО при перегреве расплава 700 и 750 °C значительно сокращает II интервал (рис. 3), сдвигая его начало в область более низких температур, однако не оказывает существенного влияния на величину I интервала и сохраняет немонотонный характер кривой dT/dt (рис. 6, б). Однако, ЭГИО расплава при перегреве 900 °C несколько увеличивает II и сдвигает интервала

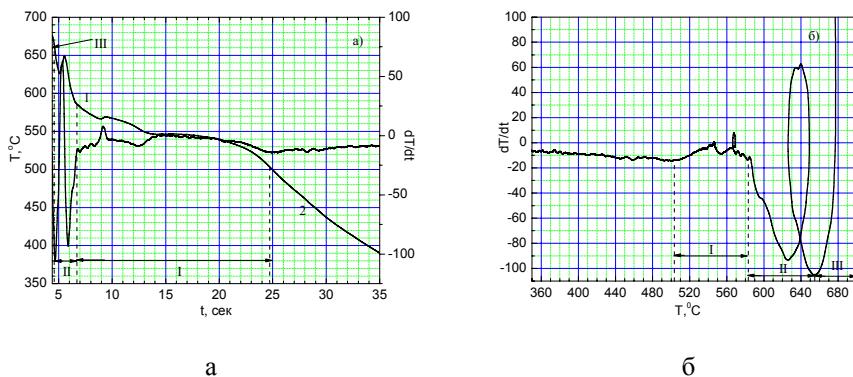


Рис. 6. Кривая охлаждения сплава AK7 (образец № 6) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от Т с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Таблица 2

Временные и температурные интервалы охлаждения и кристаллизации сплава AK7 в зависимости от ТВО и вида энергетического воздействия

Образец	$\Delta\tau_I$, с	$\Delta\tau_{II}$, с	$\Delta\tau_{III}$, с	ΔT_I , °C	ΔT_{II} , °C	ΔT_{III} , °C	$T_{\text{нач.}I}$, °C	$T_{\text{нач.}II}$, °C	$T_{\text{нач.}III}$, °C
1	20,3	4,5	2,5	65	190	135	510	575	765
2	19	4,5	2,6	60	110	65	505	565	675
3	19	4,5	1,5	55	90	45	510	565	655
4	20	1,5	0,4	50	55	30	515	565	620
5	18	1,3	0,5	80	110	20	490	570	680
6	18	1,9	0,5	80	73	25	502	582	655
7	18	2,4	0,8	68	60	60	502	570	630
8	18	1,4	1,0	80	155	40	505	585	740
9	15	4,0	1,0	75	200	180	445	520	720
10	18	1,3	0,5	80	110	20	490	570	680
11	18	2,4	0,8	68	60	60	502	570	630
12	27	2,9	1,5	105	55	50	490	595	650
13	24	1,1	1,0	100	50	60	490	590	640
14	26	1,5	1,0	114	41	60	485	599	640

кристаллизации эвтектики в область более низких температур (рис. 7). При этом процесс кристаллизации α -Al твердого раствора приобретает еще более

неравновесный характер (рис. 7, б). Таким образом, ЭГИО при высоких и низких температурах перегрева расплава оказывает противоположное влияние на температурные интервалы кристаллизации: наблюдается смещения температуры начала неравновесной кристаллизации α -Al твердого раствора в область более низких температур вне зависимости от температуры перегрева, при этом величина смещения увеличивается с ростом $T_{\text{перегр}}$, а изменения интервала кристаллизации ΔT_{II} носят немонотонный характер: величина ΔT_{II} уменьшается при перегреве в области 700–800 °C и незначительно увеличивается при перегреве 900 °C. На температурный интервал кристаллизации эвтектической составляющей сплава АК7 ЭГИО оказывает существенное влияние только при перегреве расплава до 900 °C: температура начала кристаллизации эвтектики сдвигается в область низких температур более чем на 60 °C.

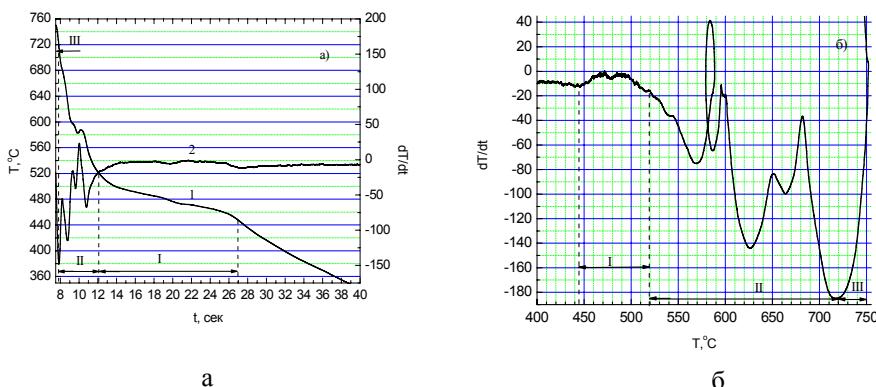


Рис. 7. кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 9) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

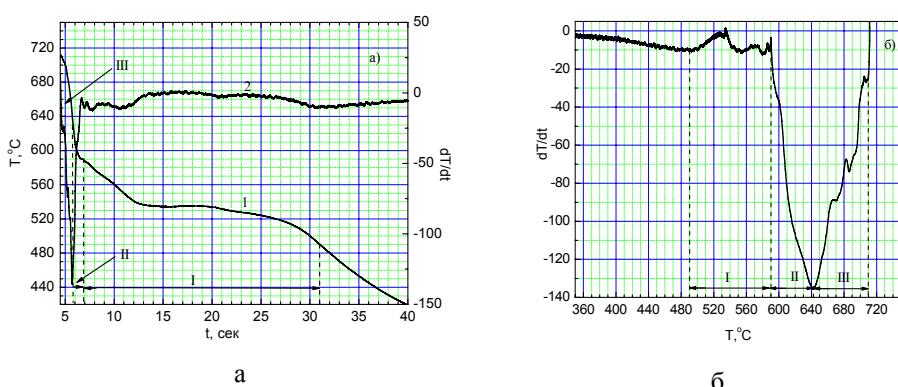


Рис. 8. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец №13) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Сравнительный анализ термограмм охлаждения образцов № 10, 12 и 13 показывает (рис. 3 и 8, табл. 2), что МИО в процессе кристаллизации расплава существенно изменяет как характер кривой охлаждения, так и интер-

валы кристаллизации, уменьшая в два раза ΔT_{II} и снижая температуру начала выделения α -Al твердого раствора на 30 и 40 °C в зависимости от частоты следования импульсов. При этом процесс кристаллизации α -Al твердого раствора, по сравнению с кристаллизацией расплава после ЭГИО (рис. 7), приобретает более равновесный характер. Температура начала кристаллизации эвтектической составляющей сплава $T_{нач.1}$ в этом случае увеличивается на 25 °C, а процесс кристаллизации носит явно выраженный неравновесный двустадийный характер. Более того, интервал кристаллизации эвтектической составляющей ΔT_I и его длительность также увеличиваются (табл. 2, рис. 8, б). Изменение частоты следования импульсов существенно не влияет на характеристические интервалы кристаллизации (рис. 3) и характер кривой охлаждения сплава. Комплексная ЭГИО и МИО расплава (рис. 9) только усиливает наблюдаемые эффекты (табл. 2).

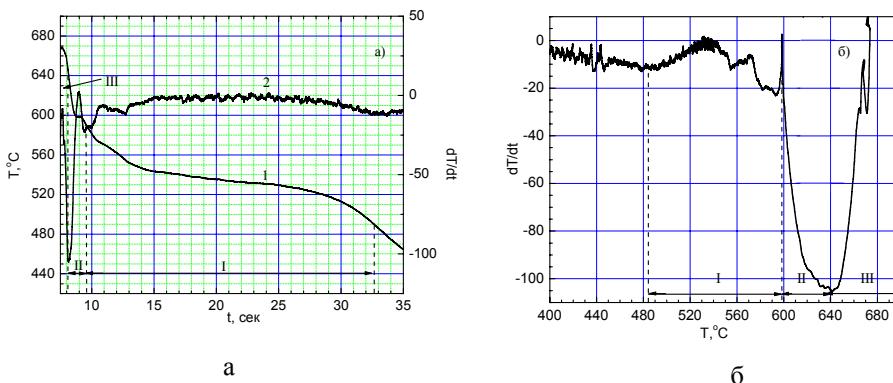


Рис. 9. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 14) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

В соответствии с выводами авторов работ [5], неравновесный характер кристаллизации связан с уменьшением коэффициента диффузии растворенного вещества в жидкости перед границей твердой/жидкой фаз и приводит к значительному измельчению как первичных кристаллов алюминия, так и эвтектической компоненты сплава. Кроме того, авторы работ [4, 10] утверждают, что такой характер кристаллизации обеспечивает шаровидную форму первичных α -Al дендритов. Следовательно, в результате комплексной ЭГИО и МИО расплава, когда процесс кристаллизации α -Al твердого раствора и эвтектики также имеет ярко выраженный неравновесный характер, следует ожидать такие же существенные изменения в морфологии частиц обоих составляющих сплава. Существенным преимуществом МИО является то, что ожидаемый эффект может быть достигнут при величине индукции импульсного магнитного поля 1,7 Т, в то время, когда для достижения таких же изменений требуется воздействие сильных постоянных магнитных полей до 11,5 Т.

Выводы

Электрогидроимпульсная обработка расплава силумина АК7 уменьшает интервал и характер его кристаллизации, а также смещает температуру

начала неравновесной кристаллизации α -Al твердого раствора в область более низких температур. При этом такая обработка практически не влияет на формирование эвтектики сплава.

Магнитоимпульсная обработка силумина AK7 в процессе кристаллизации также уменьшает (в два раза) и снижает температуру начала кристаллизации α -Al твердого раствора. Вместе с тем этот вид импульсной обработки вносит существенный вклад в процесс неравновесной кристаллизации эвтектики. В этом случае кристаллизация эвтектики носит ярко выраженный неравновесный двухстадийный характер, указывая тем самым на принципиальную возможность более эффективного измельчения обеих структурных составляющих сплава.

В отличие от стандартной ТВО обработки перегрев силумина до 900 °C, выдержка и конечные температуры разлива (от 800 до 650 °C) сопровождается монотонным снижением температуры начала кристаллизации α -Al твердого раствора с 765 до 620 °C. При этом уменьшается интервал кристаллизации, а сам процесс становится более равновесным.

Приведены данные термографического анализа быстропротекающих процессов кристаллизации дозвтектического сплава системы Al-Si (AK7) по кривым охлаждения и их обработки в координатах $dT/dt - t$ и $dT/dt - T$. По этим данным установлены закономерности кристаллизации AK7 в условиях термовременной (ТВО), электрогидроимпульсной (ЭГИО) и магнитоимпульсной обработки (МИО) с перегревом расплава в интервале 900–700 °C. Сопоставлены преимущества ЭГИО и МИО. Показано, что ЭГИО существенно изменяет в основном характер кристаллизации α -Al твердого раствора, тогда как МИО более эффективно воздействует как на процессы кристаллизации α -Al твердого раствора, так и формирование эвтектики Al-Si. Обосновывается вывод о том, что комплексное воздействие ЭГИО и МИО усиливает обнаруженные эффекты и позволяет более эффективно управлять процессом кристаллизации сплава AK 7.

Ключевые слова: термографический анализ, расплав, термовременная обработка, электрогидроимпульсная обработка, магнитоимпульсная обработка, интервалы кристаллизации.

The data of thermographic analysis of fast –running crystallization process have been obtained for hypoeutectic alloy of Al—Si system (AK7) using the time differentiation to plot $dT/dt - t$ and $dT/dt - T$ curves in real time. From these data the regularities have been established for the said alloy under influence of electrohydropulse treatment (EHPT) and magnetic pulse treatment (MPT) followed by the overheating of the melt in the temperature range of 700–900 °C. The EHPT is found to significantly change the nature of crystallization for α -Al solid solution only. The MPT compare favourably with EHPT being that it more effectively acts both the crystallization for α -Al solid solution and formation of eutectic Al-Si. It is deduced that the combined effect of the EHPT and MPT is capable to provide control of the AK7 crystallization process to make it more effective.

Keywords: thermal analysis, melt, heat-treatment, electrohydropulse treatment, magnetic pulse treatment, intervals of crystallization.

1. *Брехаря Г. П.* Влияние скорости охлаждения и степени легирования на формирование структуры бинарного эвтектического силумина / Г. П. Брехаря, В. В. Гиржон, И. В. Танциора // Физика и химия обработки материалов. – 2010, № 1. – С. 78–83.
2. *Jian X.* Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration / X. Jian, T. T. Meek, Q. Han // Scr. Mater. – 2006. – Vol. 54. – P. 893–896.
3. *Pillai N. R.* Effect of low frequency mechanical vibration on structure of modified aluminum-silicon eutectic. – Metall. Trans. – 1972. – Vol. 31. – P. 1313–1318.
4. *Mazlee M. N.* Microstructural study and differential scanning calorimetry analysis at elevated temperatures of overheated as-cast a357 alloy / M. N. Mazlee, J. B. Shamsul, H. Kamarudin, S. S. Rizam // Int. J. Mech. & Mat. Eng. – 2009. – Vol 4, No. 2. – P. 181–185.
5. *Tie Liu.* Effects of high magnetic fields on solidification microstructure of Al–Si alloys / Tie Liu., Qiang Wang., Hong-Wei Zhang et. al. // J. Mater. Sci. – 2011. – Vol. 46. – P. 1628–1634.
6. *Цуркин В. Н.* Функциональные возможности ЭГИ обработки расплава в ковше / В. Н. Цуркин, В. М. Грабовый, А. В. Синчук // Электронная обработка материалов. – 2006. – № 5. – С. 55–61.
7. *Hengcheng Liaoy.* Eutectic Solidi-cation in Al-13.0% Si Alloys with Combined Addition of Strontium and Boron / Hengcheng Liaoy, Ke Ding, Juanjuan Bi et. al. // J. Mater. Sci. Technol. – 2009. – Vol. 25, No. 4. – P. 437–440.
8. *Liaoy H. C.* Eutectic Solidification in Near-eutectic Al–Si Casting Alloys. / H. C. Liaoy, M. Zhang, J. J. Bi et. al. // J. Mater. Sci. Technol. – 2010, Vol. 26, No. 12. – P. 1089–1097.
9. *Zhong-wei Chen.* Eutectic modification of A356 alloy with Li addition through DSC and Miedema model / Zhong-wei Chen, Cui-ying MA, Pei Chen // Trans. Nonfer. Met. Soc. China. – 2012. – Vol. 22. – P. 42–47.
10. *Kasparzak W.* The Effect of the Melt Temperature and the Cooling Rate on the Microstructure of the Al-20% Si Alloy Used for Monolithic Engine Blocks / W. Kasparzak, M. Shao, J. Sokolowski et. al. // Int. J. Metalcasting. – 2009. – Vol. 3, No. 3. – P. 55–73.
11. *Yoshiki Mizutani1.* Effect of the Intensity and Frequency of Electromagnetic Vibrations on Refinement of Primary Silicon in Al-17%Si Alloy / Yoshiki Mizutani1, Yoshinori Ohura, Kenji Miwa et. al. // Mater. Trans. – 2004. – Vol. 45, No. 6. – P. 1939–1943.

УДК 621.796.1 : 681.7.047

**В. Ф. Зінченко, І. Р. Магунов, В. П. Антонович, О. В. Мозкова,
Г. І. Кочерба, О. С. Мазур**

**РОЗРОБКА І ВЛАСТИВОСТІ ХАЛЬКОГЕНІДНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ
ІНТЕРФЕРЕНЦІЙНОЇ ОПТИКИ, ЩО ФУНКЦІОNUЄ В
ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ**

Розглянуто властивості матеріалів з високим показником заломлення на основі халькогенідів металів та одержуваних з них покріттів. Обговорено проблеми стабілізації їхнього складу та мінімізації впливу окисненівмісних домішок шляхом уведення легуючих добавок або повної заміни бінарних сполук на складні халькогеніди. Встановлено обмінний механізм дії легуючих добавок (сульфідів та сульфофторидів лантанідів) на домішки ZnO у сульфіді цинку. Виявлено особливості хімізму випаровування композиту ZnS-Ge у глибокому вакуумі. Показано, що тонкоплівкові покріття, одержані зі складних халькогенідів металів або композитів, є переважно рентгеноаморфними або аморфно-кристалічними. Помітний гіпсохромний зсув краю поглинання покріттів порівняно з полікристалічними матеріалами свідчить про їхній наноструктурний характер. Обговорено вплив структури на оптичні та експлуатаційні параметри покріттів.

Ключові слова: складні халькогеніди, композити з легуючими добавками, тонкоплівкові покріття, наноструктура, оптичні й експлуатаційні властивості.

Загальні властивості халькогенідних ПУМ

Плівкоутворюючими матеріалами (ПУМ) називають речовини, які існують у достатньо компактному вигляді (таблетки, пігулки, драже, уламки, зливки тощо), з яких можна різноманітними способами (термічне випаровування у вакуумі, магнетронне розпилення тощо) одержати тонкоплівкові покріття на підкладках з метою надання ним певного функціонального призначення. Досить детальний аналіз історії створення та розвитку ПУМ розглянуто у нашому попередньому огляді [1].

Халькогенідами називають сполуки металів з сульфуром (S), селеном (Se) та телуром (Te). Фізико-хімічні властивості та термічні характеристики найважливіших халькогенідних ПУМ представлена в табл. 1. Історично скла-лося так, що найчастіше в якості халькогенідних ПУМ застосовують сульфід, селенід та телурид цинку.

© Зінченко Віктор Федосійов, завідувач відділу хімії функціональних неорганічних матеріалів Фізико-хімічного інституту ім. О.В. Богатського НАН України, доктор хімічних наук, професор, працює в галузі неорганічної хімії твердої речовини; Магунов Ігор Робертович, Антонович Валерій Павлович, Мазур Ольга Сергіївна — співробітники того ж інституту; Мозкова Ольга Володимирівна, начальник лабораторії Казенного підприємства спеціального приладобудування “Арсенал”, фахівець в області оптичного приладобудування; Кочерба Григорій Іванович, головний технолог спільнотного науково-виробничого підприємства “Нові матеріали і технології”.

Таблиця 1

Фізичні, хімічні властивості та термічні характеристики халькогенідних ПУМ

Формула	Забарвлення	Густина, г/см ³	Т _{топл.} , К	Т _{кип.} , К	Т _{ум.} , К	Показник заломлення (n при λ = 0,55 мкм)	Область прозорості (λ ₁ -λ ₂), мкм	Спосіб випарування
ZnS	біле	4,09	2123 (P)	1938 *	110 1	2,3	0,39-14	PB**
ZnSe	світло-жовте	5,42	1799 (P)	—	106 1	2,58	0,6-15	PB**
ZnTe	червоне	6,34	1573	—	982	5,3	λ ₁ >1	PB**
CdS	жовте	4,82	1748 (P)	1678 *	950	2,5	0,6-7	PB**
CdSe	червоне	5,81	1623	—	927	2,5	0,75-25	PB**
CdTe	чорне	6,20	1365	—	858	3,1 (3 мкм)	0,9-15	PB**
Tl ₂ S	чорно-синє	8,46	721	1450	993	—	—	PB**, мало-перспективн. через токсичність PB**
GeTe	сіро-коричневе	6,20	998	—	778	3,8 (3 мкм)	3-23	PB**
PbS	сіро-чорне	7,59	1387	1554	932	—	3-10	PB**
PbSe	сіре	8,10	1338	—	920	—	—	PB**
PbTe	темно-сіре	8,16	1177	—	904	5,6 (5 мкм)	4-20	PB**
Sb ₂ S ₃	темно-сіре	4,64	833	1433	750	3,0	λ ₁ >0,5	PB**

Примітка: * — процес сублімації, ** — резистивне випаровування

Вони відзначаються тим, що в процесі термічного випаровування у вакуумі цілком розкладаються на елементні речовини за схемою [2]:



де X — S, Se, Te.

Ці процеси відбуваються задовго до топлення речовин, тобто вони сублімуються. Аналогічним чином поводять себе і халькогеніди кадмію за тим винятком, що селенід та телурид кадмію випаровуються (з дисоціацією) з розтопленого стану розчину, тобто не сублімуються зазвичайного тиску. Натомість, халькогеніди свинцю випаровуються з розтопу, практично при цьому не дисоціюючи на елементні речовини. Подібна термічна поведінка є деяких інших халькогенідних ПУМ (Tl₂S, Sb₂S₃). ПУМ на основі халькогенідів германію (GeTe зокрема) та олова поводяться проміжним чином, тобто частково дисоціюють при випаровуванні у розтопленому стані. У цьому плані є важливою так звана умовна температура (T_{ум.}), за яку у вакуумних технологіях [3] вважають температуру, при якій тиск насиченої пари ПУМ (P_s) дорівнює 1,33 Па, або 10⁻² мм. рт. ст.; саме за цієї температури процес випаровування відбувається з помітною швидкістю. Як випливає з даних, представлених у табл. 1,

халькогеніди цинку володіють найвищими серед халькогенідних ПУМ значеннями $T_{\text{ум.}}$. Характер термічної поведінки ПУМ визначається природою кристалічних структур і хімічного зв'язку в них. Так, у халькогенідах цинку переважає ковалентний тип структури, і тому для переходу у газуватий стан необхідно розірвати усі зв'язки Zn–X.

Серед найважливіших оптичних характеристик слід зазначити такі, як показник заломлення (n) та ширина області прозорості (λ_1 – λ_2). Значення показника заломлення залежить від багатьох факторів: природи речовини ПУМ, температури, довжини хвилі тощо. Халькогенідні ПУМ, через значну ковалентну складову хімічного зв'язку метал–халькоген, значну її поляризованість та довжину, мають величі значення показника заломлення ($n > 2$). При цьому катіонна або аніонна заміна на важчий аналог (наприклад, $\text{Zn} \rightarrow \text{Cd} \rightarrow \text{Pb}$ або $\text{S} \rightarrow \text{Se} \rightarrow \text{Te}$) приводить до зростання (подекуди помітного) показника заломлення. Значення короткохвильової межі області прозорості (λ_1) для халькогенідних ПУМ займають інтервал від 0,4 до 4 мкм.

При катіонній або аніонній заміні на важчий аналог відбувається зсув значень λ_1 у довгохвильовий діапазон (батохромний зсув). На довгохвильовому боці положення межі (λ_2) області прозорості визначається основними (валентними) коливаннями системи зв'язків метал–нemetал та їхніми обертонами. Через велику ефективну масу зв'язків метал–халькоген, їхню значну довжину та відносно незначну міцність, а отже й незначну жорсткість халькогенідні ПУМ відзначаються найбільшими значеннями λ_2 серед усіх матеріалів: вони фактично є єдиними ПУМ, прозорими у далекому ІЧ діапазоні спектру ($\lambda_2 > 20$ мкм). При катіонній та аніонній заміні на важчий аналог значення λ_2 , як і λ_1 , терплять батохромний зсув.

Складні халькогеніди та композити

Бінарні халькогеніди через розкладання у газуватому стані та інконгруентний характер випаровування при конденсації на підкладці утворюють покріття з відхиленням від стехіометрії, що призводить до погіршення їхніх оптичних та експлуатаційних характеристик. З іншого боку, негативний вплив на властивості покріттів з халькогенідних ПУМ може спричиняти наявність у останніх оксигенвмісних домішок (ZnO , $\text{Zn}(\text{OH})_2$ у ZnS , ZnSe ; PbO у PbTe тощо). Вони, на відміну від халькогеніду, реагують з випарником при високій температурі, утворюючи досить леткі метали (Zn , Pb), що також порушують стехіометрію покріттів. Тому подальше розробка матеріалів полягає у стабілізації складу халькогенідів та вилученні оксигенвмісних домішок з переведенням останніх у менш активні форми.

Першу з наведених проблем вирішено за рахунок заміни бінарних халькогенідів на складні; при цьому за рахунок донорно-акцепторної взаємодії відбувається стабілізація певних валентних станів, а отже, зменшення інконгруентності випаровування. Найбільш вдалою розробкою видається створення складних халькогенідів типу шпінелей $\text{MM}'_2\text{X}_4$, де M — Zn , Cd , Mn , $\text{Eu}(\text{II})$, $\text{Yb}(\text{II})$, M' — Ga , In , X — S , Se [4, 5]. Вибір зазначених халькогенідів базується на близькості їх $T_{\text{ум.}}$, достатньо великій різниці зарядно-розмірних параметрів катіонів металів (що забезпечує досить ефективну донорно-акцепторну взаємодію) та оптимальному поєднанні їхніх оптичних та експлуатаційних характеристик. У табл. 2 наведено значення λ_1 та розрахованої з неї оптичної ширини забороненої зони (E_g), що є підтвердженням зазначеного вище. За міру стабілізації валентних станів компонентів у складному халькогеніді за рахунок доно-

рно-акцепторної взаємодії запропоновано вважати ступінь позитивного відхилення (тобто гіпсохромного зсуву) значення (E_g) складного халькогеніду від адитивної величини ($E_{g,ad.}$) вихідних бінарних халькогенідів, тобто:

$$\Delta E_g = E_g - E_{g,ad.} \quad (2)$$

Значення $E_{g,ad.}$ розраховували у наближенні ідеальних твердих розчинів за рівнянням:

$$E_{g,ad.} = x_1 E_{g,1} + (1-x_1) E_{g,2}, \quad (3)$$

де $E_{g,1}, E_{g,2}$ — оптична ширина забороненої зони, відповідно, компонентів 1 та 2, x_1 — молярна частка еквіваленту компонента 1.

Таблиця 2

Оптичні властивості халькошпінелей

Складний халькогенід	λ_1 , мкм	E_g , еВ			ΔE_g , еВ
		$MM'_{2}X_4$	MX	$M'_{2}X_3$	
$ZnIn_2S_4$	0,48	2,58	3,58	2,18	0,04
$ZnIn_2Se_4$	0,73	1,70	2,53	1,35	0,05
$CdGa_2Se_4$	0,64	1,94	1,71	1,97	0,04
$CdIn_2S_4$	0,55	2,24	2,31	2,18	0,03
$CdIn_2Se_4$	0,80	1,55	1,71	1,35	0,06
$EuGa_2S_4$	0,50	2,48	1,72	2,50	0,17
$EuGa_2Se_4$	0,50	2,48	1,91	1,97	0,52
$EuIn_2S_4$	0,52	2,38	1,72	2,18	0,40
$EuIn_2Se_4$	0,54	2,30	1,91	1,35	0,79

Як випливає з наведених у табл. 2 даних, складні халькогеніди за величиною ΔE_g , можна поділити на дві великі групи: а) халькошпінелі цинку та кадмію, у яких ΔE_g становить декілька сотих часток еВ; б) халькошпінелі європію, для яких характерний значний батохромний зсув — у декілька десятирічок часток еВ. Отже, рівень стабілізації для другої групи є значно більшим, що пояснюється значними розмірами йонів Eu^{2+} та високою йонністю зв'язків європій — халькоген, а також неповною стабілізацією валентного стану $Eu(II)$ у бінарних халькогенідах європію. Таким чином, європієві халькошпінелі є перспективними складними халькогенідами для застосування в якості ПУМ для далекого ІЧ діапазону спектру.

Як зазначалося вище, повного усунення оксигенвмісних домішок досягти майже неможливо. Більш оптимальним є підхід, що полягає у перетворенні оксигенвмісних домішок (наприклад, ZnO у ZnS) на менш активну форму, яка не взаємодії з матеріалом випарника [6]. Цей процес відбувається за допомогою так званих легуючих домішок, у ролі яких найчастіше виступають сульфіди рідкісноземельних елементів, Ln_2S_3 . Останнім часом [7] запропоновано як легуючу добавку застосовувати сульфофториди лантанідів складу $LnSF$. Процес зв'язування оксигенвмісних домішок, наприклад, у сульфіді цинку має відбуватися за наступними рівняннями:



На підтвердження зазначеного підходу було досліджено вплив легуючих добавок Gd_2S_3 та Dy_2S_3 на зв'язування оксигенвмісних домішок у сульфіді цинку, синтезованому методом самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС). Результати фазового аналізу композитів систем $\text{ZnS}-\text{Ln}_2\text{S}_3$ наведено у табл. 3.

Таблиця 3

Фазовий склад зразків та параметри решіток фаз у ПУМ на основі систем $\text{ZnS}-\text{Ln}_2\text{S}_3$ [6]

Склад системи	Фазовий склад та параметри кристалічних решіток фаз, Å
$\text{ZnS}-\text{Gd}_2\text{S}_3$ (18,1% (мас.))	ZnS , гексагон. (вюртцит) $a = b = 3,8221$; $c = 6,2549$ ZnS , (SiC 4H), $a = b = 3,8336$; $c = 12,4953$ $\alpha\text{-Gd}_2\text{S}_3$, ромб. $a = 7,3339$; $b = 3,9358$; $c = 15,2698$ $\text{Gd}_2\text{O}_2\text{S}$, гексагон. $a = b = 3,8509$; $c = 6,6670$
$\text{ZnS}-\text{Dy}_2\text{S}_3$ (18,5% (мас.))	ZnS , гексагон. (вюртцит) $a = b = 3,8217$; $c = 6,266$ $\beta\text{-Dy}_2\text{S}_3$, ромб. $a = 7,2806$; $b = 3,8760$; $c = 15,1734$ $\text{Dy}_2\text{O}_2\text{S}$, гексагон. $a = b = 3,7976$; $c = 6,6009$
$\text{ZnS}-\text{Dy}_2\text{S}_3$ (5,0% (мас.))	ZnS , гексагон. (вюртцит) $a = b = 3,8195$; $c = 6,2636$ ZnS , куб. (сфалерит), $a = b = c = 5,4045$ $\text{Dy}_2\text{O}_2\text{S}$, гексагон. $a = b = 3,8055$; $c = 6,5960$

Як видно з наведених у табл. 3 даних, фазовий склад та параметри решіток фаз складових у системах $\text{ZnS}-\text{Ln}_2\text{S}_3$ суттєво змінюються порівняно з вихідними компонентами, які було узято для синтезу. Значно збільшується вміст саме вюртциту, дещо змінюються параметри решіток фаз легуючих добавок (Ln_2S_3) і, що є найголовнішим, з'являється у значній (понад половину добавки) кількості нова фаза оксосульфіду складу $\text{Ln}_2\text{O}_2\text{S}$ (при незначної кількості добавки остання цілком перетворюється на оксосульфід).

У випадку застосування як легуючих добавок сульфофторидів лантанідів продукти реакції суттєво відрізняються за своїм фазовим складом та кольором від вихідних реагентів та шихти. Так, у випадку системи $\text{ZnO}-\text{LaSF}$ колір змінюється з бежевого на цілковито білий, що свідчить про зникнення фази LaSF . Водночас зникає фаза ZnO , а у продуктах термообробки виявлено ZnS високотемпературної (гексагональної) модифікації та LaOF тетрагональної сингонії. На користь перебігу реакції свідчить зміна спектрів дифузного відбиття (рис. 1).

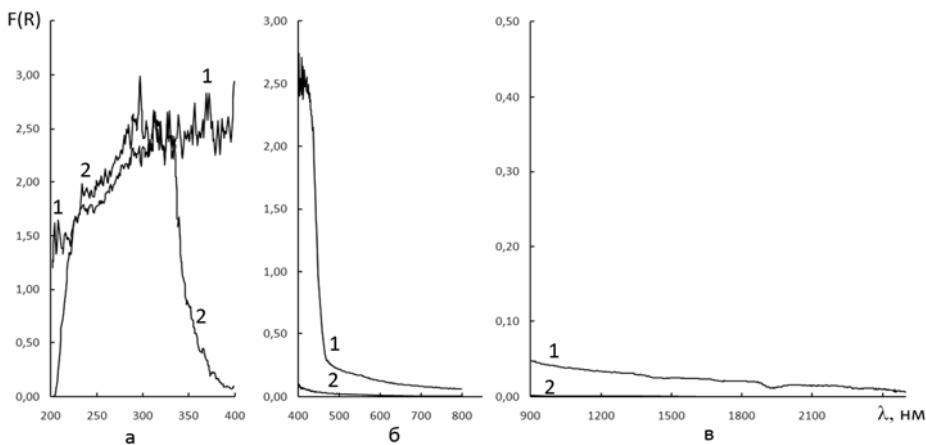
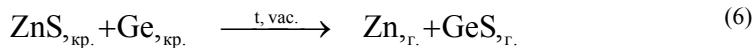


Рис. 1. Спектри дифузного відбиття в УФ (а), видимому (б) та близькому ІЧ (в) діапазонах спектра зразків системи після термообробки: 1 — LaSF; 2 — ZnO-LaSF

Цікавим прикладом композиту на основі халькогеніду металу, що має певні особливості процесу випаровування у вакуумі, є система ZnS–Ge. Конгруентний характер (тобто спільне випаровування ZnS і Ge) процесу може мати тільки одне пояснення: цей процес має не фізичну (PVD), а хімічну (тобто CVD) природу випаровування у вакуумі та конденсації на підкладці. На відміну від випаровування ZnS (схема (1)), процес випаровування композиту описується іншим рівнянням:



оскільки GeS є велими леткою речовиною. Розрахунки свідчать, що останній процес є термодинамічно вигіднішим, ніж випаровування ZnS й тому має бути близьким до конгруентного. Цікаво, що хоча обидві складові композиту є кристалічними речовинами, утворюване з нього покриття має аморфну природу (на відміну від покріттів з ZnS).

Наноструктури халькогенідів у тонкоплівкових покріттях. Оптичні та експлуатаційні властивості покріттів

У попередньому розділі було показано, що утворення складних халькогенідів з бінарних компонентів призводить до суттевого гіпсохромного зсуву короткохвильової межі області оптичної прозорості, що викликано перерозподілом системи хімічних зв'язків у складній сполуці порівняно з уявним твердим розчином. У той же час, було також показано [8], що тонкоплівкові покріття доволі незначної товщини (100–300 нм), особливо ті, що одержано з халькогенідів випаровуванням на холодні або слабко нагріті підкладки, є зазвичай рентгеноаморфними або змішаними, аморфно-кристалічними. Це видно з характеру рентгенівських дифрактограм, на яких спостерігається характерне розлоге “гало” (рис. 2).

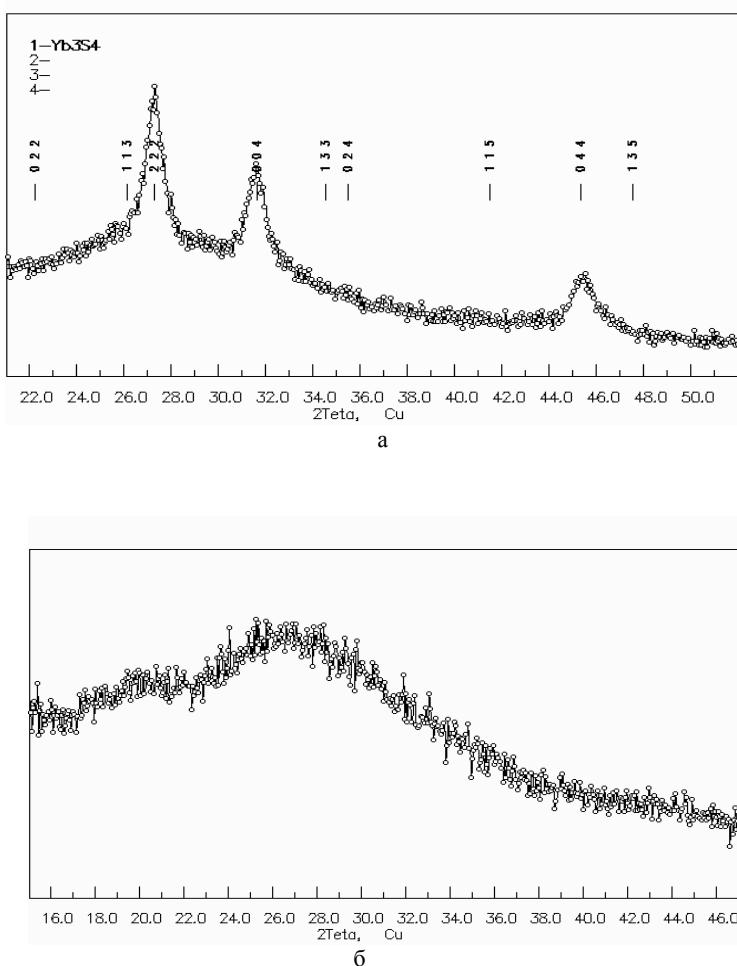


Рис. 2. Фрагменти дифракційних спектрів плівкових покріттів сульфідних ПУМ: Yb_3S_4 (а), EuIn_2S_4 (б)

У цьому випадку також спостерігається гіпсохромний зсув λ_1 та відповідне зростання оптичної ширини забороненої зони E_g (табл. 4). Значення гіпсохромного зсуву сягають 1,1 еВ, або декількох десятків відсотків. Таке явище є добре відомим у нанохімії [9, 10] й пов'язане зі впливом квантово-розмірного фактору у напівпровідниковых нанорозмірних структурах.

Зміна ширини забороненої зони (ΔE_g) за рахунок гіпсохромного зсуву пов'язана з ефективними розмірами (\bar{D}) наночасток, що утворюють покриття, наступним співвідношенням:

$$\bar{D} = \frac{h}{\sqrt{2\mu_e \Delta E_g}}, \quad (7)$$

де h — стала Планка, m_e — маса електрона, μ — відносна наведена маса електронів (m_e^*) й дірок (m_h^*), що визначається співвідношенням $\mu^{-1} = m_e^{*-1} + m_h^{*-1}$. Звідси випливає, що найменші розміри наночасток у покриттях мають

спостерігається для простих або складних халькогенідів з найбільшими значеннями “блакитного” зсуву.

Таблиця 4

Гіпсохромний зсув краю поглинання тонкоплівкових покріттів халькогенідів металів

Формула вихідного ПУМ	Значення λ_1 , мкм		Значення E_g , еВ		Значення зсуву	
	Полікристал	Покриття	Полікристал	Покриття	ΔE_g , еВ	$\Delta E_g/E_g$, %
Tl ₂ S	1,10	0,97	1,13	1,28	0,15	13,3
Sb ₂ S ₃	0,77	0,63	1,61	1,97	0,66	41,0
SnS	1,04	0,66	1,19	1,88	0,69	58,0
In ₂ Se ₃	0,92	0,57	1,35	2,18	0,83	61,5
ZnIn ₂ Se ₄	0,73	0,67	1,70	1,85	0,15	8,8
Zn ₂ GeS ₄	0,42	0,37	2,95	3,35	0,30	10,2
CdIn ₂ S ₄	0,56	0,54	2,24	2,30	0,14	6,3
CdGa ₂ Se ₄	0,64	0,51	1,94	2,43	0,49	25,3
MnIn ₂ S ₄	0,72	0,45	1,72	2,76	1,04	60,5
EuGa ₂ S ₄	0,50	0,35	2,48	3,54	1,06	42,7
EuGa ₂ Se ₄	0,50	0,39	2,48	3,18	0,70	28,2
EuIn ₂ S ₄	0,52	0,43	2,18	2,88	0,70	32,1
Tl ₂ SnS ₃	0,71	0,60	1,75	2,07	0,32	18,3
Tl ₄ SnS ₃	1,19	1,05	1,04	1,18	0,14	13,5
TlSbS ₂	0,88	0,70	1,14	1,77	0,63	55,3
Tl ₄ GeS ₄	0,61	0,46	2,03	2,70	0,67	33,0

Утворення наноструктур у тонкоплівкових покріттях впливає на їхні оптичні та експлуатаційні властивості. Серед них найважливішими є показник заломлення, коефіцієнт розсіювання, адгезія до підкладки та механічна міцність. Методику їх вимірювання докладно описано у нашій попередній роботі [1]. Як випливає з табл. 5, рентгеноаморфні (тобто цілковито наноструктуровані) покріття відрізняються низькими значеннями коефіцієнту розсіювання, що не є дивним, зважаючи на співвідношення розмірів часток у покрітті та довжини світлової хвилі ($\lambda \gg D$).

У той же час, механічна міцність таких покріттів, як правило, не є високою (ZnS-Ge, ZnIn₂S₄, EuIn₂S₄), як й у випадку добре закристалізованих покріттів (ZnS). Натомість найвищою механічною міцністю відрізняються покріття зі змішаною структурою, тобто такі, що містять як кристалічну, так й наноструктуровану (рентгеноаморфну) компоненти

Таблиця 5

Структура, оптичні й експлуатаційні характеристики покріттів зі сульфідних ПУМ

Склад ПУМ	Покріття			
	Структура	Показник заломлення ($\lambda = 0,550$ мкм)	Коефіцієнт розсіювання, %	Механічна міцність, обертів
ZnS, (гекс. + куб.)	ZnS куб.	2,30	0,19	2600
ZnS гекс.– Ge куб.	p/a* (холодна підкладка)	3,0	0,09	2000
Dy ₂ S ₃ мон.	p/a	2,55	0,11	1000
Tm ₂ S ₃ , мон.	p/a	–	0,04	500
ZnS куб.–GdS гекс.	ZnS куб., p/a (мало)	2,17	0,45	12000
ZnS куб., гекс.–Gd ₂ S ₃ ромб.	ZnS куб. + p/a (мало)	2,37	0,05	22500
ZnIn ₂ S ₄ гекс.	p/a	2,67	0,05	1000
MnIn ₂ S ₄ куб.	MnIn ₂ S ₄ куб.+ p/a	2,5–3,0	0,04	5000
EuIn ₂ S ₄ ромб.	p/a	2,55	–	–
Yb ₃ S ₄ ромбоедр.	Yb ₃ S ₄ куб. + p/a	2,35	0,03	5000
YbIn ₂ S ₄ ромб.	p/a	2,6–2,9	0,03	3000

*p/a — рентгеноаморфна компонента

Висновки

Розробка плівкоутворюючих халькогенідних матеріалів для функціонування у екстремальних умовах проводиться у двох основних напрямах: а) на основі складних сполук типу халькошпінелей; б) композитів з легуючими добавками. Показано, що застосування як легуючих добавок сульфідів та сульфофторидів лантанідів дозволяє суттєво покращити оптичні й особливо експлуатаційні властивості одержуваних покріттів, зокрема, механічну міцність до групи 0. Рентгеноаморфний або змішаний аморфно-кристалічний характер покріттів в сукупності з гіпсохромним зсувом краю поглинання покріттів свідчить про наявність в них наноструктур.

Рассмотрены свойства материалов с высоким показателем преломления на основе халькогенидов металлов и получаемых из них покрытий. Обсуждены проблемы стабилизации их состава и минимизации влияния кислородсодержащих примесей путем введения легирующих добавок или полной замены бинарных соединений на сложные халькогениды. Установлен обменный механизм действия легирующих добавок (сульфидов и сульфофторидов лантанидов) на примеси ZnO в сульфиде цинка. Раскрыты особенности химизма испарения композита ZnS–Ge в глубоком вакууме. Показано, что тонкопленочные покрытия, полученные из сложных халькогенидов металлов или композитов, являются преимущественно рентгеноаморфными либо аморфно-кристаллическими. Заметный гипсохромный сдвиг края поглощения покрытий по сравнению с поликристаллическими материалами свидетельствует об их наноструктурном характере. Обсуждено влияние структуры на оптические и эксплуатационные параметры покрытий.

Ключевые слова: сложные халькогениды, композиты с легирующими добавками, тонкопленочные покрытия, наноструктура, оптические и эксплуатационные свойства.

Properties of high-refractive index materials based on chalcogenides, and coatings produced from them, are regarded. Problems of stabilization of their composition and minimization of the effect of oxygen-containing admixtures due to alloying additives or by the entire substitution of binary compounds for complex chalcogenides are discussed. The exchange mechanism of the action of alloying additives (lanthanides sulfides and sulfofluorides) on ZnO admixtures in zinc sulfide is established. Peculiarities of the chemical mechanism of the evaporation in deep vacuum of the ZnS-Ge composite are revealed. It is shown that thin-film coatings produced from complex chalcogenides or composites are X-ray-amorphous or amorphous-crystalline. Considerable gypsochromic shift of the absorption edge of coatings compared with polycrystalline materials suggests the nano-crystalline character of the films. The effect of structure on optical and operational parameters of the coatings is discussed.

Keywords: complex chalcogenides, composites with alloying additives, thin-films coatings, nano-structure, optical and operational properties.

1. Зінченко В. Ф. Розробка і властивості фторидних матеріалів й покріттів для оптичних систем, що функціонують у екстремальних умовах / В. Ф. Зінченко, Г. І. Кочерба, Є. В. Тімухін та інш. // Вісник Українського матеріалознавчого товариства. – 2009. – № 1(2). – С. 66–86.
2. Морозова Н. К. Сульфид цинка. Получение и оптические свойства / Н. К. Морозова, В. А. Кузнецов. – М.: Наука, 1987. – 200 с.
3. Бубис И. Я., Вейденбах В. А., Духонел И. И. и др. Справ. технолога-оптика: справ. под общ. ред. С. М. Кузнецова, М. А. Окатова – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ие, 1983. – 414 с.
4. Zinchenko V. Complex chalcogenides as prospective materials for optical coatings // Functional Mater. – 2000. – Vol. 7, No. 2. – P. 353–355.
5. Зінченко В. Ф. Оптичні властивості та іонно-електронна провідність халькошпінелей // Укр. хим. журн. – 1998. – Т. 64, № 8. – С. 91–94.
6. Zinchenko V. F. Influence of Ln_2S_3 (Ln–Gd, Dy) dopant on the crystal structure and optical properties on zinc sulfide / V. F. Zinchenko, N. O. Chivireva, G. I. Kocherba et al. // Chem. Met. All. – 2010. – Vol. 3, Iss. 3/4. – P. 75–82.
7. Зінченко В. Ф. Особливості взаємодії ZnO з сульфофторидами лантанідів / В. Ф. Зінченко, І. Р. Магунов, І. В. Стоянова и др. // Фіз. хім. твердого тіла. – 2011 – Т. 12, №3. – С. 676–683.
8. Зінченко В. Ф. Особливості структури та оптичних й експлуатаційних властивостей тонкоплівкових покріттів на основі оксидів, фторидів та халькогенідів металів / В. Ф. Зінченко, Г. І. Кочерба, В. П. Соболь и др. // Фіз. хім. твердого тіла. – 2010. – Т. 11, № 1. – С. 204–210.
9. Функциональные наноматериалы / А. А. Елисеев, А. В. Лукашин; под ред. Ю. Д. Третьякова. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 456 с.
10. Нанотехнологии / Ч. Пул, Ф. Оуэнс; пер. с англ. под ред. Ю. И. Головина, изд. 4-е. – М.: Техносфера, 2009. – 336 с

УДК 621.793.71

Ю. І. Евдокименко, В. М. Кисель

ГОРЕЛКИ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ: ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ СХЕМ И КОНСТРУКТИВНЫХ РЕШЕНИЙ

Проведено аналіз впливу схемних та конструктивних ознак пальників для високошивидкісного газополуменевого напилення на їх енергетичну ефективність. Показано, що конфігурація соплового каналу пальника є основним фактором, що визначає ефективність міжфазового енергообміну в ній. Наведено результати розрахункового порівняння ефективності нагрівання і розгону частинок в каналах різної конфігурації. Розглянуто конструкції основних промислових пальників для високошивидкісного киснево-паливного та повітряно-паливного напилення; на прикладі експериментальних пальників показано перспективність схем пальників з функціональним розподілом ділянок нагрівання і розгону частинок порошку.

Ключові слова: високошивидкісне газополуменеве напилення, пальники для високошивидкісного киснево-паливного і повітряно-паливного напилення, енергетична ефективність, пальники з функціональним розподілом ділянок нагрівання та розгону частинок порошку.

Введение

За двадцать пять лет своего развития высокоскоростное газопламенное напыление (ВГПН, в англоязычном варианте High Velocity Flame Spraying, HVFS) прочно утвердилось в качестве одного из основных методов газотермического напыления (ГТН) [1], и в настоящее время широко применяется практически во всех отраслях промышленности для нанесения различных функциональных покрытий [2]. На международной конференции-выставке по газотермическому напылению ITSC-2010 (Сингапур) из 270 докладов 25% было посвящено проблематике ВГПН (больше – 43% — только плазменному напылению) [3].

Суть ВГПН заключается в нагреве и разгоне частиц напыляемого материала высокоскоростным высокотемпературным потоком продуктов сгорания углеводородного топлива, непрерывно сгорающего при давлении, обеспечивающим его сверхзвуковое истечение из горелки. Соответственно, физические процессы при ВГПН наиболее близки к процессам при обычном газопламенном напылении (ГПН) и при детонационном напылении. ВГПН позволяет наносить покрытия практически из всех применяемых в газотермическом напылении материалов (за исключением наиболее тугоплавких соединений). При этом их качество соизмеримо с качеством лучших детонационных и плазменных покрытий или даже превосходит их — типичной является пористость на уровне 1% и менее [4], адгезионная прочность во многих случаях превосходит 100 МПа и является максимальной среди методов ГПН. Так, авторы [5] сообщают о полученной ими адгезионной прочности покрытий состава WC – 20% (мас.) Ni-суперсплав на уровне

260–280 МПа. По производительности (до 30 кг/ч наносимого порошка) метод уступает только электродуговой металлизации. По своим размерам и весу горелки для высокоскоростного газопламенного напыления мало отличаются от горелок для ГПН, что позволяет использовать их в качестве ручного инструмента. Основным недостатком ВГПН является большой удельный (на единицу массы покрытия) расход горючего и окислителя, определяющий относительно высокую стоимость процесса. Совершенствование техники и технологии ВГПН направлено в первую очередь на повышение энергетической эффективности. В данной работе проведен анализ существующих конструктивных схем ВГПН-горелок с точки зрения эффективности использования в них внутренней энергии продуктов сгорания для достижения энергетических параметров частиц напыляемого материала — их скорости и удельной энталпии, необходимых для образования адгезионных и когезионных связей в покрытии.

Определяющие признаки конструктивных схем горелок для ВГПН

Энергетические параметры частиц на выходе из горелки определяются тремя группами факторов. Первую из них образует комплекс теплофизических свойств самого напыляемого материала (плотность, теплоемкость, температура и теплота плавления) и определяющие размеры и форма частиц его порошка. Две другие связаны с применяемой топливной композицией (окислитель, горючее, их соотношение, давление сжигания) и с конструкцией горелки (ее мощность, протяженность и форма газодин

- применяемый окислитель — кислород, воздух или их смесь (обогащенный воздух);
- применяемое горючее и его агрегатное состояние — газообразное или жидкое;
- тип охлаждения — жидкостное или воздушное;
- конфигурация соплового канала;
- система ввода напыляемого материала — осевая или радиальная.

Каждый из этих признаков непосредственно влияет на процессы энергообмена в горелке, а весь комплекс технических решений, их реализующих, полностью определяет ее конечную энергетическую эффективность и, таким образом, техническое совершенство устройства.

В зависимости от вида применяемого окислителя различают две основных разновидности ВГПН — высокоскоростное кислороднотопливное напыление (ВКТН) и высокоскоростное воздушно-топливное напыление (ВВТН), в англоязычной литературе обозначаемые терминами HVOF и HVAF (High Velocity Oxygen/Air Fuel). Особенности технологии ВКТН подробно освещены в современных пособиях по ГТН [1, 2, 4], а ВВТН является относительно новой технологией, ее подробная характеристика приведена в [6, 7]. Основное отличие между этими технологиями определяется максимальными уровнями температур, достижимыми при сжигании кислородно-топливных и воздушно-топливных смесей — 2900–3300 К (в зависимости от вида горючего, соотношения компонентов и давления) в первом случае и 1900–2300 К — во втором. Использование воздуха в качестве окислителя существенно снижает стоимость процесса, но сужает диапазон напыляемых материалов за счет тугоплавких материалов.

В качестве горючего в обеих технологиях применяют горючие газы (метан, пропан, пропилен, водород), промышленные газовые смеси (МАПП, МАФ) или жидкое горючее (керосин); соответственно, различают горелки, работающие на горючих газах, и жидкотопливные горелки. Хотя покрытия, описанные в первом, относящемся к ВКТН, патенте [8], были получены при работе на ацетилене, в современных системах ВГПН его практически не используют из-за нестабильности при повышенном давлении. Сравнение характеристик ВКТН-горелок, работающих на газообразном и жидкок горючем, проведено в [9]. Конструктивной особенностью жидкотопливных горелок является применение камер сгорания (КС) большого объема, необходимого для обеспечения качественного смесеобразования. Увеличение поверхности теплообмена при высоких температурах в КС существенно увеличивает тепловые потери в систему охлаждения, соответственно, снижая тепловую эффективность устройства.

Как правило, горелки для ВКТН имеют водяное охлаждение, а для ВВТН — воздушное регенеративное, при котором нагретый воздух из системы охлаждения поступает в КС. Водяное охлаждение позволяет поддерживать температуру горячих поверхностей камеры сгорания и соплового канала горелки на уровне, не превышающем 600 °C, что обеспечивает их высокий ресурс, но приводит к высоким тепловым потерям. В случае воздушного охлаждения температура горячих стенок, контактирующих с высокотемпературными продуктами сгорания, определяется возможностью противостоять высокотемпературному окислению в течение заданного ресурса; для обычно применяемых высоколегированных сталей и никелевых сплавов составляет 800–1000 °C на протяжении нескольких десятков часов. Обычно для интенсификации охлаждения применяют частично регенеративное охлаждение, при котором в горелку подается больше воздуха, чем необходимо для сжигания горючего, и его избыток сбрасывается в конце охлаждающих каналов. При этом повышение ресурса горячих элементов устройства сопровождается снижением его энергетической эффективности за счет уноса части тепла и увеличения (в 1,5–2 раза) расхода сжатого воздуха.

Конфигурация соплового канала и место ввода дисперсной фазы в газовый поток являются наиболее значимыми конструктивными факторами, определяющими процессы межфазного энергообмена в горелке. Дисперсная фаза может подаваться в поток продуктов сгорания либо в виде порошкового материала, либо в виде капель расплава, срываемых потоком с конца проволоки (прутика, шнура), вводимого в горячую зону. Ввод дисперсной фазы в газовый поток может быть осевым, то есть направленным в сопло по его оси, или радиальным, когда подача его происходит через радиальные отверстия в стенке соплового канала. В данной работе рассматриваются горелки, предназначенные для нанесения покрытий из порошковых материалов, особенностью которых является необходимость не только разгона дисперсных частиц, но и их нагрева до температуры, требуемой для образования покрытия. На рис. 1 приведены схемы сопловых каналов промышленных горелок для ВГПН (А – Г), схема экспериментальной двухкамерной горелки (Д) и возможные расположения на них мест ввода порошка. Очевидно, что осевой ввод обеспечивает большее время нахождения частиц в канале и больший их прогрев.

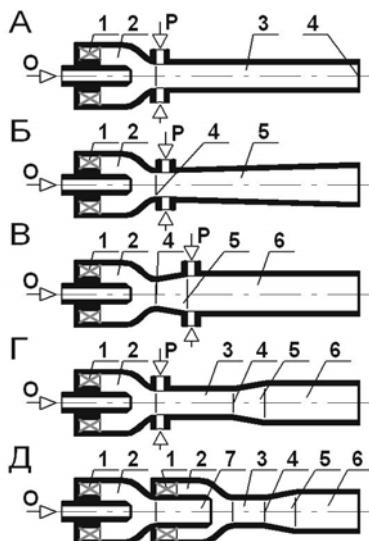


Рис. 1. Схемы сопловых каналов горелок для ВГПН и места ввода в них напыляемого материала:

1 — устройство смешения и ввода топливных компонентов, 2 — камера сгорания, 3 — дозвуковой цилиндрический участок, 4 — сечение достижения газовым потоком скорости звука, 5 — сверхзвуковой конический участок, 6 — сверхзвуковой цилиндрический участок, 7 — канал нагрева порошка, О — осевой ввод порошка, Р — радиальный ввод порошка

Характеристика сопловых каналов горелок и их энергетическая эффективность

Нагрев частиц определяется временем их нахождения в высокотемпературном газовом потоке, а достигаемая ими скорость — длиной, на которой происходит их разгон в нем. Поэтому протяженность соплового канала является основным параметром, определяющим эффективность межфазового энергообмена. При этом длина канала, в котором происходит высокоскоростное течение горячего газа с определенным расходом, имеет технические и физические ограничения, определяемые термогазодинамическими процессами.

В цилиндрическом сопловом канале (схема А, рис. 1) газовый поток на всей его длине имеет дозвуковую скорость и лишь в выходном сечении он достигает скорости звука. Длина такого дозвукового разгонного канала (ДЗРК) ограничена лишь дистанцией, на которой сохраняется необходимая для разогрева частиц температура газового потока.

В сверхзвуковых разгонных каналах (СЗРК) схем Б и В (рис. 1) скорость газового потока уже в передней их части (в сечении с минимальной площадью) достигает скорости звука, а в конце конического участка — своего максимального значения. Длина конического СЗРК (схема Б) ограничена максимально возможным диаметром выходного сечения при минимальном угле раскрытия конуса, обеспечивающим в нем сверхзвуковую скорость потока. Максимальная длина цилиндрического СЗРК (схема В) ограничена расположенным перепадом давлений между камерой сгорания и окружающей средой, обеспечивающая в нем сохранение сверхзвукового течения.

Сопловой канал схемы Г (рис. 1) является комбинацией ДЗРК и цилиндрического СЗРК, а предельная длина такого комбинированного разгонного канала (КРК) определяется соответствующими ограничениями на длины его до- и сверхзвукового участков. Падение давления в дозвуковой части КРК снижает степень расширения в коническом сверхзвуковом сопле, поэтому максимальная скорость газа в нем ниже достигаемой в канале схемы В, а сверхзвуковой участок имеет меньшую длину.

Двухкамерная горелка (схема Д, рис. 1) реализует предложенную в патенте [10] концепцию расходного управления параметрами двухфазного потока,

позволяющую функционально разделить газодинамический тракт горелки на участки нагрева и разгона частиц, в которых параметры газового потока наиболее благоприятны для проведения этих процессов. При подаче в первую по потоку КС некоторой части (15%–40%) всего расхода топливных компонентов значения давления, скорости и температуры газа в канале между камерами сгорания почти не отличаются от значений этих параметров в КС. Это позволяет в разы увеличить время их пребывания в высокотемпературной зоне тракта горелки. Очевидно, что длина межкамерного канала нагрева ограничена так же, как и длина ДЗРК, а разгонный канал после второй КС представляет собой КРК с рассмотренными выше ограничениями на его длину.

Методология и результаты расчета энергетической эффективности сопловых каналов горелок, показанных на рис. 1, изложены в работе [11]. Каналы рассматривались при одинаковых давлениях в КС (1,0 МПа) и тепловой мощности (156 кВт, топливная пара — кислород-керосин), их длину принимали максимальными с учетом указанных ограничений, в качестве дисперсной фазы были взяты частицы диоксида циркония (25 мкм) с расходом, составляющим 7% (мас.) расхода газа. Результаты расчета длины канала L_{Σ} , скорости V_p и температуры T_p частиц, а также условного коэффициента полезного действия горелки $\eta_{\text{эор}}$ (отношения энергии, переданной дисперсной фазе газом к тепловой мощности горелки) приведены в табл. 1.

Таблица 1

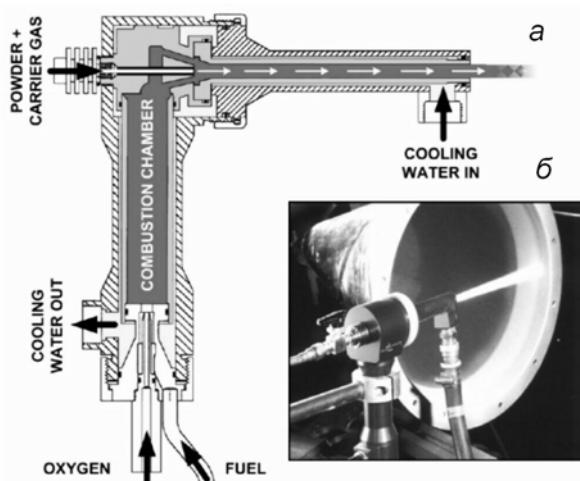
**Энергетические параметры частиц при предельных длинах каналов
ВГПН-горелок различной конфигурации**

Схема канала	L_{Σ} , мм	V_p , м/с	T_p , К	$\eta_{\text{эор}}, \%$
А	350	526	2440	7,5
Б	190	710	1310	4,4
В	220	763	1275	4,4
Г	350	767	2120	7,3
Д	360	783	2625	9,0

Данные таблицы показывают, что при дозвуковом течении в канале обеспечивается более эффективный нагрев частиц дисперсной фазы, а при сверхзвуковом — их более эффективное ускорение. При этом общая энергетическая эффективность сверхзвуковых каналов, оцениваемая условным к.п.д., является минимальной среди всех конфигураций. Комбинированные каналы обеспечивают соизмеримую с дозвуковыми каналами общую эффективность, эффективность ускорения в них не ниже, чем в сверхзвуковых каналах, а эффективность нагрева лишь несколько уступает дозвуковым. Необходимо отметить, что в расчете были приняты равные длины до- и сверхзвукового участков канала, но очевидно, что за счет варьирования их соотношения возможно регулирование параметров частиц в диапазоне значений, достигаемых в до- и сверхзвуковых каналах. Максимальной эффективностью обладает двухкамерная схема, обеспечивающая наиболее высокую эффективность как нагрева частиц, так и их ускорения. При соизмеримой общей длине в тракте этой схемы процесс нагрева частиц длится вдвое дольше, чем в ДЗРК, результатом чего оказывается более высокая их температура, достигаемая к тому же при максимальной их скорости.

Промышленные горелки для высокоскоростного газопламенного напыления

В настоящее время на рынке оборудования для ВКТН доминируют три основных американских производителя (Deloro Stellite, Sulzer Metco, Praxair) с горелками четырех типов конструктивных схем. Первой промышленной горелкой, появившейся на нем в середине 1980-х годов, была модель Jet Kote, созданная одним из пионеров ВГПН Д. Браунингом (James A. Browning) на основе его патента [12]. В настоящее время этот патент с серией дополнений принадлежит компании Deloro Stellite, выпускающей горелку Jet Kote 3000 с той же схемой (рис. 2). Схема Jet Kote (JK) отличается расположением соплового канала под прямым углом к оси камеры сгорания с целью обеспечения осевого подвода в него порошка для повышения ее тепловой эффективности. Хотя такая схема наиболее подходит для работы на жидким горючем, в таком варианте горелки не производятся. Недостатком схемы JK является высокий уровень тепловых потерь в систему водяного охлаждения (по экспериментальным данным ее изобретателя — до 30% [13]), обусловленный относительно большим объемом КС и наличием системы каналов в узле поворота потока. Тем не менее, сочетание осевого ввода порошка с дозвуковым сопловым каналом обеспечивает схеме JK максимальную среди всех промышленных ВКТН-горелок тепловую эффективность [2], что позволяет напылять керамические покрытия.



а — конструктивная схема, б — горелка в процессе работы

Рис. 2. Горелка для ВКТН Jet Kote 3000 компании Deloro Stellite [14]:
 powder + carrier gas — порошок + транспортирующий газ; oxygen — кислород; fuel — горючий газ; cooling water in (out) — вход (выход) охлаждающей воды;
 combustion chamber — камера сгорания

Горелка работает на горючих газах (водороде, метане, пропане, пропилене или этилене), имеет дозвуковые цилиндрические сопловые каналы длиной 76, 152, 229 и 305 мм (3", 6", 9" и 12"), ее технические характеристики [15] приведены в таблице 2.

Таблиця 2

Технические характеристики промышленных горелок для ВГПН

Метод: модель горелки (компания)	Горючее / Расход, г/с	Окислитель / Расход, г/с	Давление в КС, МПа	Производительность, г/с, (WC)	Тепловая мощность, кВт	КИП, %, (WC)
HVOF (газ. горючее): JK3000 (Deloro Stellite)	Водород / 0,7 или пропан * / 1,7	Кислород / 6,5	0,4	0,6	85	—
HVOF-1: 9ADJHE (Sulzer Metco)	Водород / 1,1 или пропан * / 2,8	Кислород / 7,3 + воздух / 9,1	0,38	0,65	133	—
HVOF-Hybrid: 2700DJH (Sulzer Metco)	Водород / 1,1 или пропан * / 2,8	Кислород / 7,3 + воздух / 9,1	до 0,55	0,65	133	70
HVOF (жидк. горючее): JP5220 (Praxair)	Керосин / 7,15	Кислород / 25,3	до 0,82	2,5	307	47
HVOF (жидк. горючее): WokaStar (Sulzer Metco)	Керосин / 6,75	Кислород / 23	0,55—0,83	3,3	290	50
AC-HVAF: M3 (UniqueCoat Technologies)	Пропан, (метан, пропилен) / 7,9	Воздух (всего) / 156	0,55	8,3	375	66
HVAF gun (Университет им. Н.Мандэлы, IOAP)	Керосин / 4,0	Воздух (всего) / 60	0,58	2,5	172	45
TC-HVAF (Gradient)	Метан / 2,7	Воздух (всего) / 92	1,0	3,5	136	65

* В качестве горючего могут использоваться также природный газ, метан, пропилен, этилен

Корпорация Sulzer Metco на базе пакета патентов под торговой маркой Diamond Jet производит два модельных ряда горелок, один из которых имеет воздушное охлаждение, а второй — комбинированное (воздушное и водяное). Горелки Diamond Jet работают исключительно на горючих газах, подаваемых в КС через головку, конструкция которой во многом воспроизводит горелку для традиционного ГПН этой же компании, а сама камера сгорания образована внутренней полостью насадка, пристыкованного к головке. КС имеет коническую форму и одновременно выполняет функцию дозвукового участка сопла. Конструктивная схема воздухоохлаждаемых горелок серии Diamond Jet (DJ), основанная на патенте 1989 г. [16], показана на рис. 3. В этой схеме отсутствует протяженный сопловой канал, характерный для всех остальных ВГПН-горелок, процессы нагрева и разгона частиц после их истечения из очень короткого тракта горелки происходят в основном в свободной сверхзвуковой струе.

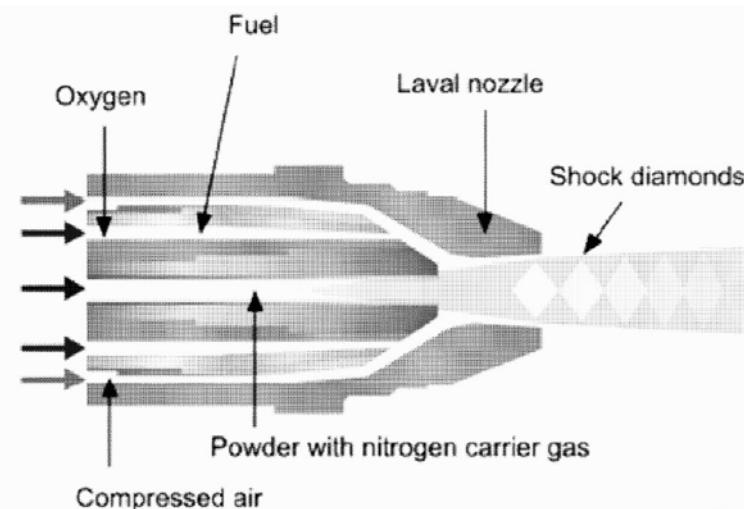


Рис. 3. Схема воздухоохлаждаемой горелки Diamond Jet компании Sulzer Metco [4]: Oxygen — кислород; Fuel — горючий газ; Laval nozzle — сопло Лаваля (сверхзвуковое сопло); Shock diamonds — волновая структура сверхзвуковой струи; Compressed air — сжатый воздух; Powder with nitrogen carrier gas — порошок в транспортирующем азоте

Горелки схемы DJ — единственные среди ВКТН-горелок, охлаждаемые воздухом. Воздух подается через кольцевой зазор между головкой и насадком в полость КС, формируя вдоль всей стенки ее и сопла пристеночную завесу, препятствующую контакту горячих продуктов сгорания с ними. Само сопло выполнено в виде короткого цилиндрического канала или сопла Лаваля. Хотя тепловые потери в таких горелках минимальны, время пребывания частиц в газовом потоке в них значительно меньше, чем у горелок с протяженными со-пловыми каналами, соответственно, ниже и их энергетическая эффективность. В то же время они (при давлении в КС 0,2–0,4 МПа) имеют минимальный среди ВКТН-горелок расход топливных компонентов, не требуют громоздких систем водяного охлаждения, обладают благодаря простоте конструкции высокой надежностью и малым весом, что делает их наиболее подходящими для работы в качестве ручного инструмента на небольших предприятиях и для нанесения покрытий вне стационарных участков, а также для интенсивного механизированного напыления относительно легкоплавких материалов — цветных металлов, нержавеющих сталей, никелевых сплавов, пластиков.

Вторая серия горелок компании Sulzer Metco выполнена по схеме Diamond Jet Hybrid (DJH), предложенной в патенте [17] и представляющей развитие схемы DJ присоединением к ней водоохлаждаемого насадка с протяженным коническим СЗРК (рис. 4). В горелке модели 2700DJH суммарная длина околосзвуковой и сверхзвуковой (с полууглом раскрытия 2°) частей стандартного соплового канала составляет 62 мм при диаметрах критического и выходного сечений 7,16 мм и 10,92 мм, соответственно [18], а для нанесения покрытий из крупнозернистых порошков карбидов и суперсплавов компания предлагает работающую на водороде модель 3600DJM с каналами увеличенной длины [19].

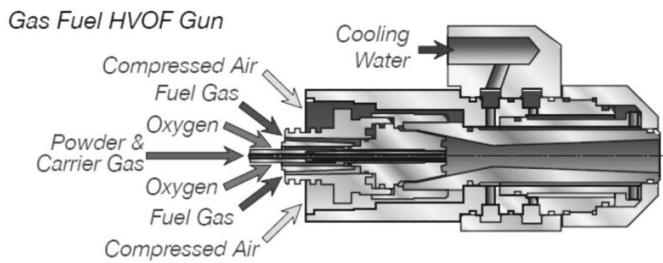


Рис. 4. Схема водоохлаждаемой горелки Diamond Jet Hybrid компании Sulzer Metco [20]: Compressed Air — сжатый воздух; Fuel Gas — горючий газ; Oxygen — кислород; Powder & Carrier Gas — порошок и транспортирующий газ; Cooling Water — охлаждающая вода

Благодаря малому объему КС и комбинированному охлаждению схема отличается минимальными потерями тепла в охлаждающую воду, по данным [9] в горелке 2700DJH они составляют 5–7% в зависимости от горючего газа и режима работы. Однако в протяженном сверхзвуковом канале в условиях резкой радиальной неоднородности параметров газовой фазы (в соответствии с расчетом [18] на входе в сопловой канал пристеночная зона с градиентом температур 300–2700 °C занимает более трети площади проходного сечения, в центральной зоне температура составляет 2700–3000 °C) и турбулизирующего воздействия дисперсной фазы происходит смешение продуктов сгорания с воздухом пристеночной завесы. Она накладывает ограничение на длину канала и приводит к снижению удельной энталпии газового потока и его скорости в приосевой зоне горелки, и, соответственно, к уменьшению энергетической эффективности устройства. Технические характеристики популярных моделей горелок Diamond Jet обеих схем – 9ADJHE и 2700DJH – приведены в табл. 2

Наибольшее распространение в последние годы получила схема (рис. 5), по которой была выполнена выпущенная в 1992 г. первая промышленная жидкотопливная горелка JP5000 компании Hobart Tafa Technology, с 1999 г. принадлежащей корпорации Praxair. Эта схема (схема JP) ориентирована на максимальный разгон частиц при недопущении их нагрева до температуры плавления и основана на работе Дж. Браунинга [21]. В этой работе был обоснован метод получения покрытий из твердых частиц за счет их частичного плавления в процессе интенсивной пластической деформации при высокоскоростном соударении (Hypervelocity Impact Fusion).

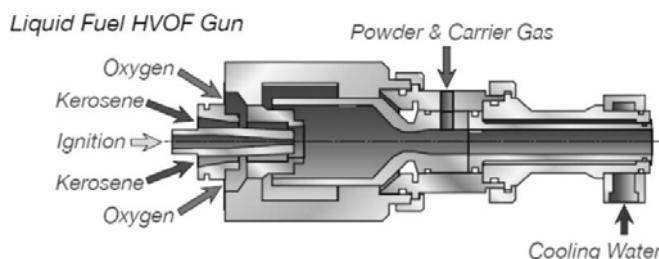


Рис. 5. Схема жидкотопливной горелки JP5000 компании Hobart Tafa/ Praxair [20]: Oxygen — кислород; Kerosene — керосин; Ignition — зажигание; Powder & Carrier Gas — порошок и транспортирующий газ; Cooling Water — охлаждающая вода

Во всех горелках этого типа применяются СЗРК с радиальной подачей порошка в сверхзвуковой поток, чем обеспечивается минимальное тепловое воздействия на частицы. Длина сверхзвукового канала достигает 305 мм, давление в КС — до 1,0 МПа, что позволяет достичь скорости частиц на уровне 1000 м/с [2]. Достоинством схемы является возможность напыления частицами, пребывающими в твердом состоянии, покрытий наивысшего качества и с соответствующей микроструктурой. Однако механизм формирования покрытий из твердых частиц более чувствителен к скоростной неоднородности частиц, возникающей вследствие разницы их размеров и столкновений между собой и со стенками устройства. Это проявляется в меньшем значении коэффициента использования порошка в таких горелках (44–60% по данным [22]) по сравнению в горелками ранее рассмотренных схем, в которых частицы достигают температуры плавления 50–70% [2]. Большой объем камеры сгорания, обусловленный применением жидкого горючего, высокое давление в ней, а также большая длина соплового канала приводят к тому, что тепловые потери в систему охлаждения составляют около трети всей тепловой мощности устройства [23], а в некоторых случаях достигают 50%, из которых до 20% приходятся на КС [4].

Дополнительным преимуществом этой схемы при применении цилиндрического СЗРК является возможность подачи порошка при минимальном давлении транспортирующего газа (или даже при нормальном давлении за счет эжекции) в зону за сверхзвуковым соплом, что упрощает конструкцию порошкового питателя и всей системы подачи порошка. Величина разрежения за счет перерасширения потока в сверхзвуковом сопле может составлять до — 0,03 МПа [23].

В настоящее время эта схема наиболее часто используется производителями ВКТН-горелок, которые стремятся защитить свои конструкции патентами. Примером может служить патент компании Sulzer Metco [24] на способ смешения и предварительного подогрева топливных компонентов и конструкцию головки с несколькими двухкомпонентными форсунками. Это техническое решение, примененное в моделях горелок серий WokaJet и WokaStar компании, позволило вдвое уменьшить длину КС и, соответственно, тепловые потери в ее стенку по сравнению с горелкой JP5220 (Praxair/Tafa), оснащенной одной центральной форсункой. На схеме JP построены также горелки Met-Jet 4L (Metallization, Великобритания), FX-5 (Flame Spray Technologies, Нидерланды), K2 (GTV GmbH, ФРГ) и нескольких менее известных фирм из различных стран. Технические характеристики некоторых из них приведены в табл. 2.

Пути повышения энергетической эффективности горелок для ВГПН

Во всех рассмотренных выше промышленных устройствах процессы нагрева и разгона частиц происходят одновременно при их движении в высокотемпературном высокоскоростном потоке в сопловом канале, что не позволяет в полной мере реализовать энергетический потенциал ВГПН, т. к. условия увеличения скорости и температуры частиц, как показано выше, являются взаимоисключающими. Поэтому во многих случаях не удается обеспечить необходимого для получения высококачественного покрытия сочетания скорости и теплового состояния частиц из тугоплавких материалов. Это противоречие решается применением горелок с функциональным разделением их газодинамических трактов на участок нагрева частиц в потоке газа, имеющим

высокую температуру и невысокую скорость, и участок разгона частиц в высокоскоростном потоке с соответственно меньшей температурой, которое впервые было предложено в работе авторов [25]. Известны две группы технических решений, реализующих такое разделение: первую составляют горелки с подачей дисперсной фазы непосредственно в камеру сгорания, где условия наиболее благоприятны для нагрева частиц, вторую — горелки с расходным управлением параметрами потоком, заключающимся в распределенной подаче компонентов топлива или продуктов сгорания в двух узлах подвода, между которыми и создается участок нагрева с соответствующими параметрами потока.

Попытки создать горелку для ВГПН с осевой подачей порошка в заднюю часть КС предпринимались неоднократно, и с использованием опытных конструкций были даже получены образцы покрытий высокого качества. Тем не менее, в ВКТН промышленного применения эта схема пока не нашла использования из-за низкой надежности, связанной с выносом частиц на стенки дозвуковой части сопла, имеющего диаметр критического сечения менее 10 мм, хотя она широко используется в горелках для ВВТН, имеющих, как правило, больший диаметр сопла. В последнее десятилетие лидерство на рынке ВВТН прочно утвердилось за основанной на патентах 1999 г. [26] и 2001 г. [27] технологией AC-HVAF (Activated Combustion High Velocity Air Fuel), оборудование для реализации которой выпускают американские компании UniqueCoat Technologies (горелки M2 и M3) и Kermetico (AK-07). Эти горелки имеют общую конструктивную схему (рис. 6), отличительным элементом которой является пористая или перфорированная керамическая перегородка, выполненная из материала, обладающего каталитическими свойствами для горения топливной смеси и установленная в переднем по потоку торце КС.

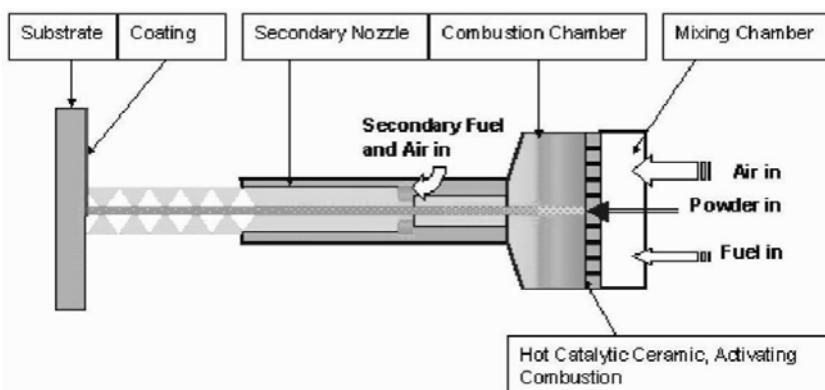


Рис. 6. Схема воздушнотопливной горелки для напыления методом AC-HVAF [28]: Substrate — подложка; Coating — покрытие; Secondary Nozzle — вторичное сопло; Combustion Chamber — камера сгорания; Mixing Chamber — камера смешения, Hot Catalytic Ceramic, Activating Combustion — горячая каталитическая керамическая перегородка; Air in — вход воздуха; Powder in — вход порошка; Fuel in — вход горючего; Secondary Fuel and Air in — вход дополнительных горючего и воздуха

Через эту перегородку в КС подается смесь горючего газа с предварительно нагретым в каналах охлаждения воздухом, каталитическое горение которой начинается еще в порах или каналах перегородки и завершается в прилегающей к ней области КС. Таким образом, в камеру сгорания поступает, по

суги, горячий газ, равномерно распределенный по всему ее сечению. Благодаря начальной однородности параметров потока в КС течение в горелке имеет ламинарный характер, что позволяет производить осевую подачу порошка непосредственно в короткую (менее 5 см) КС без опасности его попадания на стенку сопла за счет сохранения на значительно большей дистанции, чем в горелках других типов; при диаметре канала подачи порошка 3 мм пятно напыления имеет диаметр около 6 мм [7].

Горелки, как правило, имеют дозвуковые цилиндрические сопловые каналы, разгоняющие частицы до скоростей порядка 700–800 м/с. В соответствии с патентом [26] могут применяться и “каскадные” каналы с дополнительной подачей горючей смеси (на рис. 6 показан именно такой вариант горелки), позволяющей увеличить длину канала за счет повышения расхода газа (соответственно и тепловой мощности) без изменения давления конструкции КС в КС и пористой вставки. Это позволило в горелке М3 повысить максимальную скорость частиц до 1200 м/с. В зависимости от дисперсности напыляемого порошка и его теплофизических свойств метод АС-НВАФ обеспечивает нанесение покрытий из расплавленных или твердых частиц исключительно высокого качества [28]. Благодаря сочетанию малого объема КС, протяженного соплового канала, воздушного охлаждения и подаче порошка в КС горелки этой схемы имеют максимальную среди промышленных ВГПН горелок тепловую эффективность. Технические характеристики горелки М3 приведены в табл. 2.

Другим примером горелки с осевой подачей порошка в КС является созданная в Университете им. Н. Мандельы (ЮАР) жидкотопливная ВВТН-горелка, подробная конструктивная схема которой показана на рис. 7. Стабилизация потока частиц в КС в ней достигается созданием коаксиального ему потока продуктов сгорания дополнительной горючей смеси, подаваемой через канал охлаждения трубы подачи порошка. Это позволило отнести место подачи порошка вглубь КС на 70 мм от входного сечения дозвукового участка сопла и повысить тепловую эффективность процесса ВВТН до возможности нанесения им твердого сплава на основе карбида вольфрама [29].

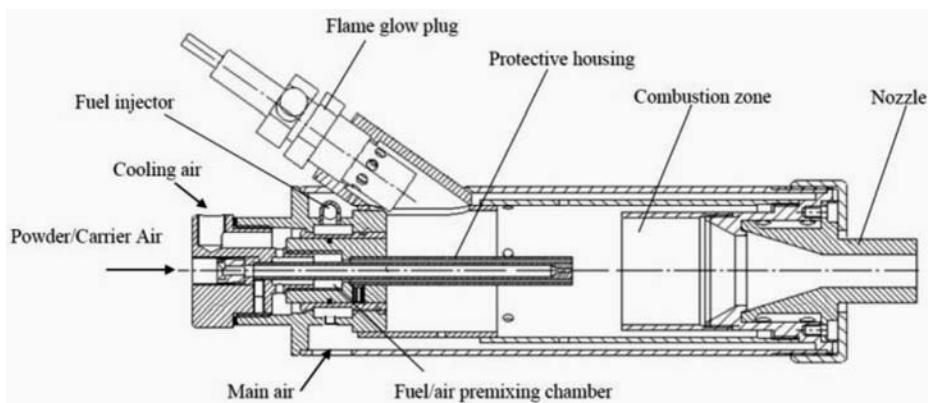


Рис. 7. Схема жидкотопливной ВВТН-горелки Университета им. Н. Мандельы (ЮАР) [29]: Powder/Carrier Air — порошок, транспортирующий газ; Fuel injector — топливная форсунка; Cooling air — охлаждающий воздух; Main air — основной воздух; Flame glow plug — свеча зажигания; Fuel/Air premixing chamber — камера смешения; Protectiv housing — защитный кожух; Combustion zone — зона горения; Nozzle — сопло

Принцип функционального разделения участков нагрева и разгона путем расходного воздействия на поток был предложен в конце 1980-х годов в авторских свидетельствах СССР [30, 31] и детально обоснован в работах [10, 32]. В первых авторских свидетельствах было предложено создавать высокотемпературный высокоскоростной поток продуктов сгорания кислород-водородной смеси в три стадии, на первой из которых проводить сжигание очень “богатой” смеси (коэффициент избытка окислителя $0,3\div0,5$); а на второй — проводить дожигание избыточного горючего при движении продуктов сгорания в протяженном цилиндрическом канале, подавая в него через распределенные по его длине пояса отверстий дополнительный окислитель и доводя в конце канала значение соотношения компонентов до стехиометрического. При этом за счет совместного теплового и расходного воздействия происходит постепенное ускорение потока до скорости звука, достигаемой в конце этого канала. Порошок вводят в поток аксиально в начале тракта. Схема позволяет проводить нагрев частиц в восстановительной среде при меньшей скорости потока на большей части дозвукового канала, чем в традиционном ДЗРК. На третьей стадии в СЗРК производят разгон нагретых частиц в сверхзвуковом потоке. Недостатками такой схемы являются относительно низкая температура газа в первой половине канала.

Этих недостатков лишена схема, в которой газодинамический тракт горелки состоит из двух последовательно установленных камер сгорания (схема Д, рис. 1). Впервые эта схема была предложена в патенте 1990 г. [33], где вторая по потоку КС, в которой происходит сжигание горючего газа при повышенном давлении, играет роль эжектора для создания потоком продуктов сгорания из нее разряжения в первой КС с целью применения в ней ацетилена в качестве горючего. В патенте не ставилась задача организации специального участка нагрева порошка, поэтому канал между КС имеет минимальную длину, конструктивно необходимую для их разделения. Эта конструкция не получила промышленного применения из-за очевидной нецелесообразности использования ацетилена в качестве горючего в системах ВГПН. Дальнейшее развитие схема двухкамерной горелки получила в патенте [26], в котором применительно к ВВТН предусматривается наличие между камерами сгорания протяженного цилиндрического канала, увеличивающего общую длину тракта. При этом параметры потока в нем соответствуют параметрам в традиционном ДЗРК, так как авторы не предусматривали в нем обеспечение наиболее благоприятных условий нагрева дисперсной фазы при соотношениях диаметров межкамерного канала и выходного ДЗРК и расходов горючей смеси между КС.

Реализация принципа расходного управления параметрами двухфазного потока для функционального выделения участков нагрева и разгона частиц была впервые осуществлена в работающих на горючих газах двухкамерных горелках “Град-В” и “Град-К” ИПМ НАН Украины, первая из которых предназначена для ВВТН и имеет регенеративное воздушное охлаждение, вторая (водоохлаждаемая) — для ВКТН [34]. Качество полученных с использованием этих горелок покрытий из композиционных порошков подтверждает их высокую энергетическую эффективность [35]. Еще одним преимуществом этой схемы является возможность регулирования параметров и химического состава потока на различных участках тракта применением в камерах сгорания различных горючих и даже топливных пар.

Схема жидкотопливной горелки для ВГПН с расходным управлением параметрами потока была предложена в патенте [36] и реализована в экспериментальной горелке ГВО-РВ. Ее конструктивная схема (рис. 8) отличается от

кольцевой КС большого объема с расположенным на ее оси каналом нагрева, в начале и конце которого установлены узлы подвода в него газа продуктов сгорания, обеспечивающие течение двухфазного потока в нем подобно течению в межкамерном канале двухкамерной горелки.

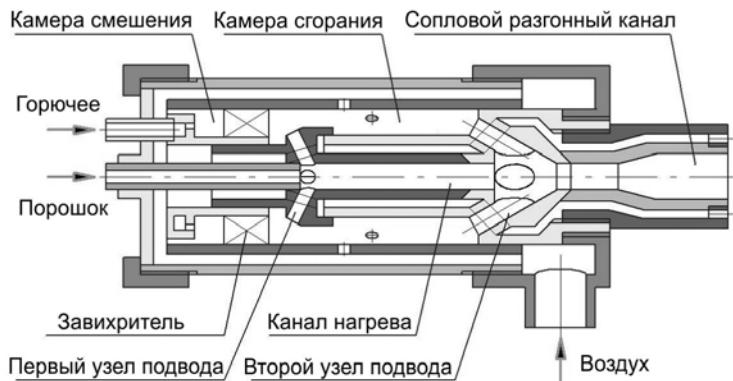


Рис. 8. Схема жидкотопливной ВВТН-горелки ГВО-РВ

Из-за большой поверхности теплообмена теплопотери в стенку в этой схеме максимальны, однако, за счет высокой эффективности нагрева дисперсной фазы ее общая энергетическая эффективность превосходит традиционные схемы сопловых каналов. Кроме того, она позволяет совместить преимущества функционального разделения процессов нагрева и разгона дисперсной фазы с преимуществами повышения давления в КС, обеспечиваемыми применением жидкого горючего.

Выводы

Энергетическая эффективность горелок для ВГПН является одним из основных критерии их оптимизации. Конкурентность процессов нагрева и разгона частиц напыляемого материала газовым потоком препятствует их одновременной интенсификации и требует их проведения раздельно в две стадии, на первой из которых производится нагрев частиц дозвуковым потоком, а на второй — их ускорение сверхзвуковым. В существующих промышленных ВГПН-горелках это может быть достигнуто (без существенного изменения их конструкции) с использованием комбинированных сопловых каналов, позволяющих варьированием длины до- и сверхзвукового участка для регулирования параметров дисперсной фазы в диапазоне значений, достигаемых в дозвуковых и сверхзвуковых сопловых каналах. Максимальной энергетической эффективностью среди существующих ВГПН-горелок обладают горелки с функционально выделенным участком нагрева частиц в потоке, имеющим параметры близкие к параметрам в камере сгорания горелки. Такие горелки обеспечивают не только максимально возможную для заданных условий в КС энталпию частиц, но и максимальную их скорость. Функциональное разделение участков нагрева и разгона частиц обеспечивается либо аксиальной подачей порошка непосредственно в КС, либо в специально организуемыми с использованием технологии расходного управления параметрами потока канал нагрева. В настоящее время этот подход превалирует в промышленном ис-

пользовании технологии ВВТН и является перспективным для технологии ВКТН.

Проведен анализ влияния схемных и конструктивных особенностей горелок для высокоскоростного газопламенного напыления на их энергетическую эффективность. Показано, что конфигурация соплового канала горелки является основным фактором, определяющим эффективность межфазового энергообмена в ней. Приведены результаты расчетного сравнения эффективности нагрева и разгона частиц в каналах различной конфигурации. Рассмотрены конструкции основных промышленных горелок для высокоскоростного кислородно-топливного и воздушно-топливного напыления; на примере экспериментальных горелок показана перспективность схем горелок с функциональным разделением участков нагрева и разгона частиц порошка.

Ключевые слова: высокоскоростное газопламенное напыление, горелки для высокоскоростного кислородно-топливного и воздушно-топливного напыления, энергетическая эффективность, горелки с функциональным разделением участков нагрева и разгона порошка.

The effect of schematic and design features of burners for high-velocity gas-flame spraying on their energy efficiency is analyzed. It is shown that the configuration of the burner nozzle channel is the main factor determining the effectiveness of interphase energy exchange in it. The results of the calculated comparison efficiency of heating and particle acceleration in channels of various configurations are presented. The basic design of industrial burners for high oxy-fuel and air-fuel spraying are considered. Perspective of burners schemes with a functional separation of powder particles heating and acceleration sections is shown.

Keywords: high velocity flame spraying, high velocity oxy/air fuel burners, energy efficiency, burners with functional separation powder heating and accelerating path sections.

1. Газотермическое напыление: учеб. пособие / под ред. Л. Х. Балдаева. – М.: Маркет ДС, 2007. – 344 с.
2. Handbook of thermal spray technology / Edited by J. R. Davis. – ASM International, Materials Park, OH, 2004. – 338 p.
3. Коробов Ю. С. Международная конференция-выставка по термическому напылению ITSC-2010: обзор и анализ // Термическое напыление: современное состояние. Материалы международного научно-практического семинара (28–29 сентября 2010 г.) – ФГАОУ ВПО УрФУ. Екатеринбург, 2010. – С. 4–26.
4. Schneider K. E. Thermal Spraying for Power Generation Components / K. E. Schneider, V. Belashchenko, M. Dratwinski et al. – WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim, 2006. – 271 p.
5. Hamatani H. Mechanical and thermal properties of HVOF sprayed Ni based alloys with carbide / H. Hamatani, Y. Ichiyama, J. Kobayashi // Science and technology of advanced materials. – 2002. – Vol. 3, No. 4. – P. 319–326.
6. Кисель В. М. Современное состояние и развитие технологии высокоскоростного воздушно-топливного напыления / В. М. Кисель, Ю. И. Евдокименко // Вісник українського матеріалознавчого товариства. – К. – 2010, Вип. 3. – С. 65–79.

7. *Барановский В.* HVAF-оборудование сверхзвукового газовоздушного напыления / В. Барановский // Термическое напыление: современное состояние. Материалы международного научно-практического семинара (28–29 сентября 2010 г.) – ФГАОУ ВПО УрФУ, Екатеринбург, 2010. – С. 73–97.
8. *Пат. 2861900 США. Cl. 117-105.* Jet plating of high melting point materials / G. H. Smith., R. C. Eschenbach, J. F. Pelton, заявитель: Union Carbide Corporation. – № 505228; – заявл.: 2.05.1955; опубл.: 25.10.1958. – 6 с.
9. *Rusch W.* Comparison of Operating Characteristics for Gas and Liquid Fuel HVOF Torches // Thermal Spray 2007: Global Coating Solutions. Edited by B. R. Marple, M. M. Hyland et al. – ASM International, Materials Park, OH. – 2007. – Р. 572–576.
10. *Пат. 57147 Украина. МПК7 В 05 В 7/20.* Спосіб газотермічного напілення порошковіх матеріалів / Ю. І. Євдокименко, В. М. Кисіль, В. Х. Кадиров та інші; заявитель и патентообладатель Інститут проблем материаловедения НАН України. – № 2000127585; заявл.: 27.12.2000; опубл.: 16.06.2003. – Бюл. № 6. – 4 с.
11. *Євдокименко Ю. І.* Энергетическая эффективность горелок для высокоскоростного газопламенного напыления / Ю. И. Евдокименко, В. М. Кисель, Г. А. Фролов // Авиационно-космическая техника и технология. – 2011. – № 7 (84). – С. 12–18.
12. *Пат. 4416421 США. МПК3 В 05 В 7/20.* Highly concentrated supersonic liquefied material spray method and apparatus / J. Browning; заявитель: Browning Engineering Corporation. – № 287652; заявл.: 28.07.1981; опубл.: 22.11.1983. – 9 с.
13. *Пат. 5120582 США. МПК5 В 05 D 1/08.* Maximum combustion energy conversion air fuel internal burner / J. A. Browning; заявитель: Browning Engineering. – № 641958; заявл. 16.01.1991; опубл.: 09.01.1992. – 6 с.
14. *Ivosevic M.* Splat Formation during Thermal Spraying of Polymer Particles: Mathematical Modeling and Experimental Analysis / M.A Ivosevic // Thesis for the degree of Doctor of Philosophy. – Drexel University. – Philadelphia, Pennsylvania, USA. – July 2006. – 257 p.
15. *HVOF Periphrials* [Электронный ресурс]: каталог / Официальный сайт компании Deloro Stellite.
<http://stellite.com/ProductsServices/Equipment/HVOFPeriphrials/tabid/349/Default.aspx>.
16. *Пат. 4865252 США. МПК4 В 05 В 1/24.* High velocity powder thermal spray gun and method / A. J. Rotolico, L. A. Sala et al.; заявитель: Perkin-Elmer Corporation. – № 193030; заявл.: 11.05.1988; опубл.: 12.09.1989. – 10 с.
17. *Пат. 5148986 США. МПК5 В 05 B 1/24.* High pressure thermal spray gun / W. P. Rusch; заявитель: Perkin-Elmer Corporation. – № 732978; заявл.: 19.07.1991; опубл: 22.09.1992. – 7 с.
18. *Li M.* Modeling and Control of High-Velocity Oxygen-Fuel (HVOF) Thermal Spray: A Tutorial Review / M. Li, P. D. Christofides // J. Thermal Spray Techn. – 2009. – Vol. 18, No. 5–6. – Р. 753–768.
19. *Diamond Jet Gas-Fuel HVOF Spray Guns* [Электронный ресурс]: Product Data Sheet /– Sulzer Metco. – 2009, Iss. 2. – Режим доступа: http://www.sulzermetco.com/en/portal-data/13/Resources//DOCUMENTS2/DSE/DSE_DJGun_EN2.pdf. – 4 с.
20. *Sulzer Metco High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions* [Электронный ресурс]: каталог /– Sulzer Metco. – 2011, Iss. 4. – Режим доступа: http://www.sulzermetco.com/en/portaldata/13/Resources//documents2/Brochures/HVOFSolutions_EN4.pdf. – 16 с.
21. *Browning J. A.* Hypervelocity Impact Fusion – A Technical Note / J. A. Browning // J. Therm. Spray Techn. – 1992. – Vol. 1, No. 4. – Р. 289–292.
22. *HVOF MetJet 4L* [Электронный ресурс]: буклет / Официальный сайт компании Metallisation. – Режим доступа: <http://www.metallisation.com/product/metjet4lhvof.html>
23. *HP/HVOF Equipment Solution* [Электронный ресурс]: Brochure / Официальный сайт компании Praxair Surface Technologies, Inc.

24. *Пат. 2006/0166153 А1 США.* МПК7 F 23 D 11/44. High velocity oxygene fuel (HVOF) liquid fuel gun and burner design / W. P. Rusch, M. Spaulding, M. Hacker; заявитель: Sulzer Metco (US) Inc. – № 11/314530; заявл.: 22.12.2005; опубл.: 27.07.2006. – 7 с.
25. *Kadyrov E.* Interaction of Particles with Carrier Gas in HVOF Spraying System / E. Kadyrov, Y. Evdokimenko, V. Kysil, V. Kadyrov // Journal of Thermal Spray Technology. – 1994. – Vol. 3(4). – P. 389–397.
26. *Пат. 5932293 США.* МПК6 B 05 D 1/08, B 23 K 9/00. Thermal spray systems / V. E. Belashchenko, V. E. Baranovski, заявитель: Metalspray U.S.A., Inc. – № 08/624262, заявл.: 29.03.1996; опубл.: 29.03.1999. – 22 с.
27. *Пат. 6245390 США.* МПК7 C 23 C 4/12, B 05 B 1/24. High-velocity thermal spray apparatus and method of forming materials / V. Baranovski, A. Verstak. № 09/393575; заявл.: 10.09.1999; опубл.: 06.12.2001. – 9 с.
28. *Verstak A.* AC-HVAF sprayed Tungsten Carbide: Properties and Applications / A. Verstak, V. Baranovski // Thermal Spray 2006: Science, Innovation, and Application (ASM International). – 2006. – P. 643–648.
29. *Gorlach I. A.* Low Cost HVAF for Thermal Spraying of WC–Co / I. A. Gorlach // Expanding Thermal Spray Performance to New Markets and Applications. Edited by Basil R. Marple, Margaret M. Hyland et al. Proceedings of the 2009 ITSC. May 4–7, 2009. Las Vegas, Nevada, USA – P. 718–722.
30. *А. с. № 1610913 ССР.* МПК5 C 23 C 4/00. Способ нанесения тугоплавких покрытий / В. М. Кисель, А. В. Чоба, Г. Г. Карюк и др. – № 4465842/31–02; заявл. 26.07.88. ДСП. – с. 2.
31. *А. с. № 1554986 ССР.* МПК5 B 05 B 7/20. Сверхзвуковая горелка для газопламенного напыления покрытий / Ю. И. Евдокименко, В. М. Кисель и др. – № 4310674/31–05; заявл. 28.09.1987; опубл. 07.04.1990. – Бюл. № 13.
32. *Евдокименко Ю. И.* Исследование газодинамических трактов генераторов двухфазных потоков с расходным управлением их параметрами / Ю. И. Евдокименко Ю. И., В. М. Кисель, В. И. Тимошенко // Аероциркуляционно-космична техніка і технологія. – 2003. – Вип. 6 (41). С. 69–3.
33. *Пат. DE 90 4016412 ФРГ.* МПК5 C 23 C 4/12, B 05 B 7/20. Verfahren und Vorrichtung zum Hochgeschwindigkeitsflamm-spritzen von hochschmelzenden draht- und pulverförmigen Zusatzwerkstoffen zum Beschichten von Oberflächen / E. D. Huhne. – Дата приоритета: 08.05.90.
34. *Евдокименко Ю. И.* Высокоскоростное газопламенное напыление двухкамерными горелочными устройствами / Ю. И. Евдокименко, В. М. Кисель, В. Х. Кадыров // Порошковая металлургия. – № 11/12. – 2003. С. 45–54.
35. *Евдокименко Ю. И.* Свойства покрытий из интерметаллидных соединений Ni–Al, нанесенных методом высокоскоростного воздушно-топливного напыления / Ю. И. Евдокименко, В. М. Кисель, С. В. Бучаков // Порошковая металлургия. – 2010. – № 11/12. – С. 54–62.
36. *Пат. 55558 Украина.* МПК7 B 05 B 7/20. Пристрій для газотермічного напилення порошкових матеріалів / Евдокименко Ю. І., Кисіль В. М., Кадиров В. Х.; заявитель и патентообладатель Інститут проблем материаловедения НАН України. – № 2001031651; заявл. 12.03.2001; опубл. 15.04.2003. – Бюл. № 4. – 6 с.

III. Науково-організаційна діяльність

УДК 621.762

Д. А. Левина, Л. И. Чернышев, И. И. Белан

К ВОПРОСУ О РАЗВИТИИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ В XXI ВЕКЕ

У статті наведений огляд прогнозних досліджень розвитку матеріалів, проведених європейськими експертами для визначення пріоритетних напрямків науково-технічного співробітництва за Європейської Рамкової програми FP7 та програми на 2014–2020 роки (Horizon 2020).

Ключові слова: великиі європейські виклики, матеріалознавство, нанотехнології, передові матеріали, інвестиції, перспективні сектори для інвестування.

Украинским материаловедам, представляющим значительную часть европейского материаловедческого сообщества, следует познакомиться с прогнозами и тенденциями развития науки о материалах, прикладных исследований и промышленной реализации материаловедческих результатов в Европе. Данная статья посвящена анализу перспектив развития в Европе передовых материалов, на основе прогнозных материаловедческих исследований, проведенных на протяжении последних десяти лет по инициативе Европейской Комиссии [1–3].

Эксперты ЕС считают, что академические научно-исследовательские учреждения отдельных государств-членов Европейского Союза внесли значительный вклад в успех передовых технологий и создание здоровой конкурентной среды в промышленности. Однако, эти институты и отдельные центры, традиционно поддерживаемые за счет национальных ресурсов, не в состоянии обеспечить лидерство Европы в условиях жесткой конкуренции со стороны Северной Америки, Восточной Азии и других развивающихся стран мира. Поэтому в европейском сотрудничестве для повышения креативности и эффективности результатов исследований абсолютно необходимо объединить усилия лучших научно-исследовательских центров стран-членов ЕС, особенно в тех областях, где базовые исследования, как ожидается, могут создать или расширить новые возможности европейской промышленности.

Для стимулирования промышленного роста, динамично развивающейся экономики и социального обеспечения Европа должна быть среди мировых лидеров во всех областях науки о материалах и инженерных исследований, поскольку материаловедение является уникальной и стимулирующей областью научных исследований с далеко идущим влияни-

© Чернишев Леонид Іванович, канд. техн. наук, завідувач відділу Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Левіна Діана Анатоліївна, Білан Ірина Іванівна – наукові співробітники цього ж Інституту.

ем на промисленність, економіку і соціальну життя суспільства (рис. 1) [1].



Рис. 1. Вплив нових матеріалів на розвиток техніки і благосостояння суспільства

Європейська Комісія в своїх документах, касаючихся дальнішого розвитку нових матеріалів, діє особливий упор на так називаних матеріалах з додавленою цінністю — VAMs, які оказують особливий вплив на економіку [2]. Матеріали з додавленою цінністю відносяться до групи сучасних матеріалів, які мають стратегічне значення для економічного розвитку, конкурентоспроможності промисленності або для вирішення великих проблем нашого часу. Іншими словами, це матеріали, які мають високу наукову цінність та комплексність процесу виробництва; новими, покращеними властивостями для конструкційного або функціонального застосування; конкурентними перевагами на ринку; потенціалом для вирішення проблем, які стоять перед європейським суспільством, так називаними Великими європейськими проблемами, до числа яких Європейська комісія при розробці Програми науково-технічного співробітництва країн-членів Європейського Союзу на 2014–2020 рр. (Horizon 2020) відносить наступні [2]:

- здоров'я, демографічні зміни та благосостояння;
- продовольственна безпека та біо-економіка;
- безпека, чиста та ефективна енергетика;
- умний, зелений та інтегрований транспорт;
- забезпечення сировинами та матеріалами;
- ефективність використання ресурсів та захист клімату;
- відкрите, інноваційне та безпекове суспільство.

История развития материалов и прогноз на ближайшие десятилетия, как это видится европейским экспертам-материаловедам, схематически представлены на рис. 2 [1].

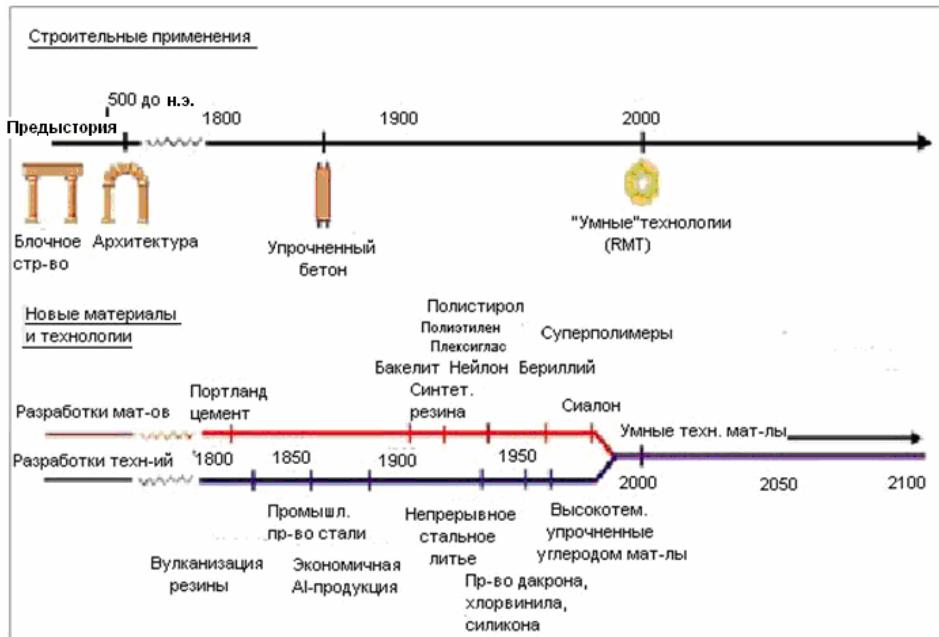


Рис. 2. Ход развития материалов

Материаловедение вступило в эру “умных” материалов и “умных” технологий (рис. 2), которые будут в дальнейшем определять развитие всех отраслей промышленности и экономики.

Особая роль в будущем, как ожидается, принадлежит нанотехнологиям, которые позволяют создавать новые материалы, буквально собирая атом за атомом. Причем число возможных комбинаций атомных сборок для получения новых структур и свойств является бесконечным, что дает в руки исследователей мощный инструмент для развития новых материалов и технологий. Рис. 3 показывает, каким образом объединение усилий физиков, химиков и биологов позволяет получать путем конструирования на наноуровне неведомые ранее материалы и устройства для решения многих практических задач [3].

Среди них — преодоления тупика в миниатюризации электронных приборов и устройств, описываемого законом Мура, создание новых функциональных и конструкционных композиционных материалов с уникальным комплексом свойств для различных областей использования, разработка многих “умных” материалов для использования в биологии, медицине и экологии.

Уже сегодня разнообразные наноматериалы находят применение в различных областях. Примером может служить авиация, где передовые материалы, и, в частности, наноматериалы помогают решить ряд актуальных проблем, таких как облегчение с одновременным упрочнением конструкций, молниезащита, надежность и безопасность (рис. 4).

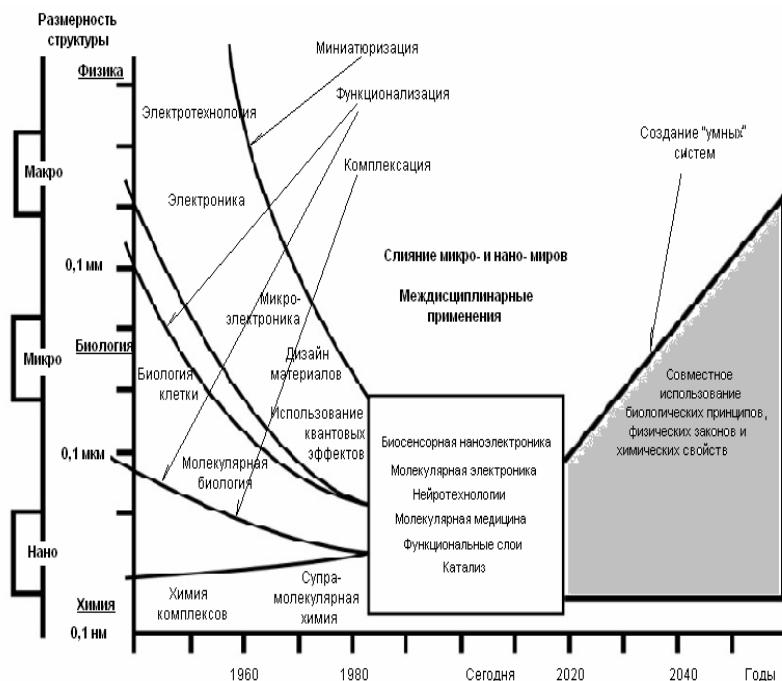


Рис. 3. Тенденции розвиття технологій з урахуванням углиблення дослідження в напрямленні "зверху-вниз"



Рис. 4. Использование наноматериалов в авиации

Генеральна дирекція ЄС по дослідженням і інноваціям замовила дослідницькій компанії Oxford Research роботу по оцінці розвитку в Європі технологіческих і ринкових перспектив передових матеріалів. В качестві експертів виступили учени-матеріаловеди і консультанти по інвестиціям. Заключительний отчет о проведенной работе опублікован в 2012 році [2]. Отримані оцінки повинні допомогти проаналізувати ринок передових матеріалів і їх соціальні, економічні, правові, політическі, економічні та екологічні наслідки. Дослідження передує

проблемно-ориентированные действия и указывает на различные технические и экономические сценарии, когда современные материалы уже разработаны и используются. Результатом является уникальная информации как для планирования дальнейших исследований, так и для принятия решений частными инвесторами, которые интересуются передовыми технологиями. Технологические и рыночные оценки выделяют области, где два различных типа специалистов (материаловеды и инвесторы), как правило, предсказывают успешное развитие передовых материалов и их приложений. При этом особое внимание обращено на то, что научная политика не должна быть нацелена исключительно на достижение технической эффективности и экономической рациональности. При планировании и практической реализации научных материаловедческих результатов необходимо рассматривать социальные и экономические последствия внедрения конкретных технологий и новейших материалов, а также принимать во внимание геополитические аспекты, связанные с поставками стратегических сырьевых материалов.

Передовые материалы, присутствующие во всех группах обычных технических материалов: металлах и сплавах (черных и цветных), керамике, полимерах, полупроводниках и композитах, имеют значительный потенциал для роста рынка — более чем в 10 раз в течение следующих 40 лет. Прогноз объемов рынка сведен в таблицу:

Таблица

Рынок передовых материалов (в млрд. евро) по секторам

	2008	2015	2020	2030	2050
Энергетика	7,1	14,3	18,9	37,0	175,7
Транспорт	9,6	13,1	15,8	24,3	52,6
Окружающая среда	24,6	38,2	48,0	86,8	352,2
Здравоохранение	27,0	32,1	37,4	55,0	115,2
Информационные и коммуникац. технологии	29,6	38,8	46,6	70,7	152,2
Иное/на пересечении секторов	3,6	13,5	19,3	42,2	250,8
Общая прогнозируемая стоимость	101,7	150,0	186,1	316,0	1098,6

В среднем, среднегодовой рост рынка (CAGR) составит 17% во всех анализируемых секторах.

Одной из главных трудностей реализации передовых материалов являются большие сроки до выхода этих материалов и технологий их изготовления на рынок. Преодолению этой трудности должна способствовать большая инновационная ориентация научных исследований.

Эксперты-материаловеды на основе анализа рынка приходят к таким выводам.

- Патентная защита инновационного материала обеспечивает ему конкурентные преимущества на рынке в долгосрочной перспективе.

- Высокая наукоемкость передовых материалов является причиной трудностей для крупномасштабного промышленного применения и большого времени выхода их на рынок. Для многих сложных материалов оно составляет, по оценкам, около 20 лет.
- Для того, чтобы сократить время выхода на рынок и получить большее влияние технологий за более короткое время, следует наладить взаимодействие между исследователями и финансовыми субъектами-инвесторами на рынках венчурного и частного капитала в вопросах о приоритетах исследовательской деятельности.
- Считается, что некоторые крупные отрасли, такие как информационные и коммуникационные технологии, автомобильная, фармацевтическая промышленность, уже хорошо финансируемы, и поэтому инвестиции в исследования в этих секторах, как утверждается, будут менее выгодными.
- Спрос на новый материал в значительной степени зависит от его стоимости. Если цена будет слишком высокой, производители просто не будут покупать его. Это относится также к размерам масштабирования, а также к сложности производства.
- Возврат инвестиций только в четырех из десяти сделок удается вернуть деньги, и в действительности лишь в одном-двух случаях удается получить доход.

Время возврата инвестиций зависит от конкретных специфических условий отрасли. Например, в информационных и коммуникационных технологиях наблюдается короткий срок инвестирования, в то время как в энергетике или в защите окружающей среды инвестирование долгосрочное. В здравоохранении, кроме того, существуют специфические условия за счет дополнительных требований правил безопасности.

Энергетика, окружающая среда и здравоохранение были, по оценкам, наиболее перспективными секторами для инвестирования из-за потенциально большого рынка сбыта в будущем и наличия в этих секторах ряда нерешенных проблем для всего человечества. На эти три сектора приходится более 80 процентов инвесторов, готовых разместить свои ресурсы.

Отметим, что, по данным экспертов, ключевыми промышленными секторами, где передовые материалы будут играть важную роль, будут:

- Энергетика: важными являются вопросы генерирования, распределения и хранения, эффективности, и путей для интеграции передовых материалов в существующие структуры.
- Окружающая среда: сектор на пересечении с другими секторами, взаимосвязан с энергетикой.
- Охрана здоровья: медицинские приборы, биоматериалы, тканевая инженерия и наноструктуры- все это большие рынки, имеющие отношение к проблеме старения общества.
- Транспортный сектор: проблема легких материалов будет особенно острой.
- Сектор информационных и коммуникационных технологий: традиционно имеет высокие темпы роста во многих областях, особенно в области сверхпроводимости, технологий передачи данных, а также дисплеев.

В **энергетическом секторе**, средний темп роста для идентифицированных приложений передовых материалов достигнет 19%. Наиболее серьезный рост будет связан с:

- стационарными топливными элементами и составит 55% к 2017 г;
- суперконденсаторами для энергетического сектора, с темпом роста 49% к 2015 г.;
- биогазовой заводской установкой оборудования, с CAGR 30% между 2010 и 2014 гг.;
- наноразмерные материалы, используемые в энергетике, каталитические и конструкционные применения, с ростом 29% к 2015 г.;
- краски и катализаторы, с ростом 28% к 2015 г.



Рис. 5. Перспективы исследований материалов для термоядерной энергетики

Для транспортного сектора, выявленные приложения передовых материалов будут достигать в среднем темпа роста 15%, причем особенно высокие приросты в:

- суперконденсаторах для транспортного сектора, с темпом роста 35 процентов до 2015 года;
- рынке электромобилей с темпом роста 20%.

В секторе охраны окружающей среды, идентифицированные приложения передовых материалов достигнут темпов роста на уровне 17%, с наибольшим ростом в:

- технологии улавливания углерода, с темпом роста 63%;
- использовании нанотехнологий для охраны окружающей среды с темпом роста 61% до 2014 года;
- оборудование для очистки сточных вод, приборы, процессы и химические реагенты, с темпом роста 28% в настоящее время;
- nanoфильтрационные мембранные для обработки воды при текущих темпах роста 27%.

Материалы для сектора здравоохранения характеризуются более низкими темпами роста (в среднем на уровне 11%) по сравнению с другими секторами. Некоторые активно развивающиеся области в здравоохранении:

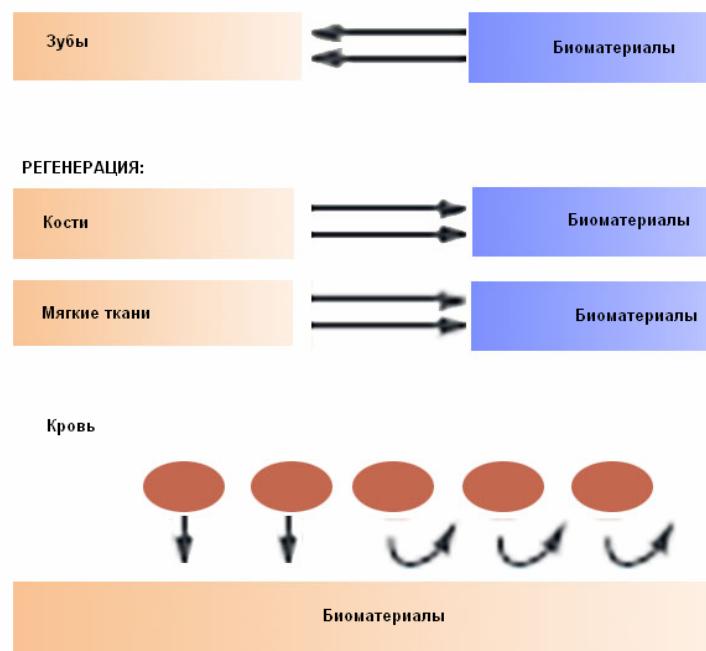


Рис. 6. Возможности использования биоматериалов в восстановительной медицине

- материалы-носители для доставки лекарств, с темпом роста 28% до 2015 г;
- квантовые точки для био-медицинского сектора и микросферы, применяющиеся в медицинской технологии, с темпом роста оба около 25% до 2015 г.

Что касается сектора информационных и коммуникационных технологий, то он по-прежнему характеризуется огромным потенциалом для ряда применяемых материалов, поскольку проблемы, с которыми мы сталкиваемся в связи с ростом спроса на информацию, требуют новых технологий.



Рис. 7. Перспективные направления исследований в области информационных технологий

В среднем темп роста для определенных материалов будет на уровне 25%. До сих пор этот сектор рассматривался инвесторами как чересчур инвестиро-

ванный, с высоким отношением крупных компаний в качестве участников исследований. Ниже приводятся некоторые ключевые технологии, где будет наблюдаваться наибольший рост инвестиций:

- полупроводниковые соединения для солнечных элементов, с темпом роста 85% в настоящее время;
- органические материалы для прозрачных электронных компонентов, с темпом роста 57% до 2015 г;
- сверхпроводящее электрическое оборудование с темпом роста 108% до 2015 г;
- нанороботы, наноэлектромеханические системы и связанные с ними оборудование и материалы с темпом роста 174% до 2015 г.

Таким образом, из приведенного анализа можно сделать вывод, что материаловедение, являясь уникальной и стимулирующей областью научных исследований, оказывает и будет в дальнейшем оказывать все возрастающее влияние на промышленность, экономику и социальную жизнь общество.

Приведен обзор прогнозных исследований развития материалов, проведенных европейскими экспертами для определения приоритетных направлений научно-технического сотрудничества по Европейской Рамочной программе FP7 и будущей программе на 2014–2020 гг. (Horizon 2020).

Ключевые слова: Большие европейские вызовы, материаловедение, нанотехнологии, передовые материалы, инвестиции, перспективные секторы для инвестирования.

This article provides an overview of predictive studies of materials, conducted by European experts to identify priority areas of scientific and technical cooperation under the European Framework Programme FP7 and the future program for the years 2014–2020 (Horizon 2020).

Keywords: Great European challenges, material science, nanotechnology, advanced materials, investments, promising sectors for investment.

1. *European White Book on Fundamental Research in Materials Science.* – Stuttgart: Edit.Max-Plank-Gesellschaft, 2002. – 326 p.
2. *Technology and market perspective for future Value Added Materials.* Final Report from Oxford Research AS. – Brussels: Edit.Directorate-General for Research and Innovation Industrial Technologies of European Commission, 2012. – 128 p.
3. *White Paper. GENNE SYS A. New European Partnership between Nanomaterials Science & Nanotechnology and Synchrotron Radiation and Neutron Facilities.* – Stuttgart: Edit.Max-Plank-Gesellschaft, 2009. – 498 p.

V. Реклама



101000, Москва, Колпачный пер., 9а, офис 404
Тел.: +7 (495) 625-3905, 783-8211,
Факс: +7 (495) 783-8212
www.thermotechno.ru,
info@thermotechno.ru

«Термо Техно Киев»
Представительство в
Украине
ул. Горького 72-А,
оф.6,
г. Киев, 03150, Украина
www.thermotechno.ru
тел. +38(044) 200-5573

больше чем измерение

Уважаемые Господа,

Мы искренне рады засвидетельствовать Вам свое почтение и проинформировать Вас о деятельности компании ООО «Термо Техно».

Вот уже более 65 лет подразделение «Thermo Scientific», которое прежде называлось «ARL», занимает лидирующее положение в аналитической спектроскопии. История компании началась в 1934 году, когда доктор Морис Хаслер основал предприятие и разработал первый коммерческий спектрограф. Сегодня, после изготовления десятков тысяч приборов, корпорация «Thermo Scientific» заслуженно приобрела широкую известность как основной и ведущий поставщик оборудования для оптической эмиссионной спектроскопии, волновой рентгеновской флуоресценции и рентгеновской дифракции.

ООО «Термо Техно» является эксклюзивным дистрибутором оптических, рентгеновских спектрометров и дифрактометров в СНГ «Thermo Scientific» (с заводом-изготовителем в Швейцарии) и предоставляет уникальные отраслевые решения, основанные на экспертном обслуживании и индивидуальной поддержке.

Участие в процессе обновления и развития материально-технической базы организаций науки и образования, центров коллективного пользования научным оборудованием — приоритетное направление для ООО «Термо Техно». С этой целью предлагается весь комплекс наших услуг, а именно: поставку аналитического оборудования, монтаж, гарантийное и послегарантийное обслуживание, снабжение запасными частями; аналитическую и методическую поддержку, обучение персонала и т.д. Мы готовы изучить аналитические требования Вашей организации и в кратчайшие сроки подготовить соответствующие коммерческие предложения.

Быстрейшее освоение приборов и методов возможно благодаря регулярно проводимым школам по XRF/ XRD. Принимаются заявки на участие в школах, проводимых в 2012–2013 гг.

Мы надеемся на сотрудничество и любезно просим Вас в случае заинтересованности обращаться к нам и способствовать организации встречи технических специалистов Вашей организации.

С искренним уважением,

Смирный М. А.

Менеджер по региональному развитию

Компания «Термо Техно», является лидером в поставках лабораторного аналитического оборудования. Данное оборудование обладает несомненными преимуществами по сравнению с аналогами, выпускаемыми другими компаниями, а именно: воспроизводимость результатов, точность проведения анализов, надежность работы приборов, экспрессность определения химического состава материалов. Мы не только поставляем аналитическое оборудование, но и работаем над созданием автоматизированных аналитических решений и занимаемся разработками специализированных отраслевых методик.

Основной приборный парк, поставляемый «Термо Техно»:



Оптико-эмиссионные спектрометры

Спектрометры ARL предназначены для проведения быстрого и точного анализа металлов для оперативного контроля качества продукции. Позволяют определять содержание различных элементов в диапазоне от долей ppm до десятков процентов, что делает их незаменимыми для анализа различных металлов и их сплавов.

Анализаторы ARL могут одновременно определять до 60 элементов менее чем за 40с.



Энергодисперсионные спектрометры

Элементный анализ различных материалов (твёрдые объекты, непрессованные порошки, жидкости) от натрия до урана с пределами обнаружения от долей ppm до 100% и не требует внешнего охлаждения. Программа бесстандартного количественного анализа UniQuant.



Рентгенофлуоресцентные спектрометры

Спектрометр обеспечивает качественный и количественный элементный анализ различных материалов (твёрдые объекты, непрессованные порошки, жидкости) от фтора до урана или от бора для других моделей приборов с пределами обнаружения от долей ppm до 100%.

Программа бесстандартного количественного анализа OptiQuant.

Рентгеновские дифрактометры

Предназначены для качественного и количественного рентгенофазового анализа образцов различной морфологии, изучения толщин и фазового состава тонких плёнок, исследования твердофазных реакций и реакций «твёрдое тело–газ», сбора данных для решения и уточнения кристаллических структур, исследования текстурирования образцов, проведения низко- и высокотемпературных исследований (от температуры «жидкого гелия» до 2300 °C).



Анализаторы частиц и размеров пор

Приборы позволяют выполнять раздельное или совмещенное определение размера частиц, ζ — потенциала, толщины ДЭС, а также проводимости и реологических параметров дисперсных систем, могут работать при объемной концентрации дисперсной фазы до 50%, что устраняет необходимость разведения образца. Совмещение акустических и электроакустических измерений в одном приборе позволяет одновременно получать информацию как о распределении частиц по размерам (гранулометрический состав) в диапазоне 5 нм – 1 мкм, так и о ζ — потенциале частиц.

Динамическое светорассеяние (DLS). Brookhaven.

Brookhaven 90Plus / ZetaPlus / ZetaPALS



Серия приборов для комплексного изучения субмикронных частиц: распределения частиц по размерам, распределения дзета-потенциала диспергированных частиц в водных растворах в широком диапазоне ионной силы и растворителях с низкой диэлектрической проницаемостью. Гибкая модульная схема позволяет реализовать данные методы измерения как по отдельности, так и полноценно сочетать их в одном многофункциональном инструменте.

Все приборы данной серии оснащены сверхстабильным твердотельным лазером 35 мВт с длиной волны 637 нм, а также управляемым с компьютера активным Пельтье-термостатом для измерений в диапазоне 6 – 100 °С, ± 0.1 °С.

Функциональные особенности Brookhaven 90Plus:

- Анализ размера диспергированных в жидкости частиц в диапазоне <1 нм – 6 мкм методом динамического светорассеяния
- Полностью автоматизированный анализ унимодальных и мультимодальных распределений в течение 2 мин
- Интегрированный контроль качества образца
- Коррелятор TurboCorr: логарифмический, 510 каналов, 100% эффективность и функционирование в реальном времени во всем диапазоне времен выборки

Функциональные особенности Brookhaven ZetaPALS

- Измерение электрофоретической подвижности и дзета-потенциала частиц как на основе традиционного метода регистрации доплеровского сдвига частоты рассеянного лазерного излучения (ELS), так и высок-

кочувствительным методом PALS на основе фазового анализа рассеянного излучения, открывающим возможность измерения очень низких электрофоретических подвижностей

- Высокая точность и воспроизводимость результатов измерений в растворителях с низкой диэлектрической проницаемостью, водных растворах с высокой ионной силой или вблизи изоэлектрической точки
- Полностью автоматизированный анализ унимодальных и мультимодальных распределений в течение 30–50 с
- Уникальная конфигурация измерительной ячейки устраниет затруднения, связанные с электроосмотическим эффектом
- Возможность использования дешевых одноразовых пластиковых кювет в случае работы с неагрессивными растворителями устраниет проблемы загрязнения пробы; в то же время использование стеклянных и кварцевых кювет также возможно
- Интегрированные датчики pH, проводимости и температуры
- Диапазоны измерения: размер частиц: 5 нм – 30 мкм; pH: 2 – 12; проводимость раствора: 10–12 – 30 См/м; подвижность: 10–11 – 10–7 м²/В·с

Brookhaven NanoDLS

Измерение размера субмикронных частиц в пакетном или проточном режиме.
Функциональные особенности Brookhaven NanoDLS

- Анализ размера диспергированных в жидкости частиц в диапазоне 0.6 нм – 3 мкм методом динамического светорассеяния
- Проточная ячейка малого объема
- Автоматизированные процессы измерения и промывки системы
- Возможность использования в качестве детектора для ВЭЖХ
- Биосовместимые материалы ячейки и соединительных шлангов.

ARL X'TRA. Thermo Fisher Scientific Порошковый рентгеновский дифрактометр



ARL X'TRA — это современная многоцелевая система для академических и промышленных аналитических лабораторий, которая идеально подходит и для рутинного анализа, и для сложных задач, требующих специальных принадлежностей. Аналитические возможности, эргономика и безопасность — основные характеристики данного прибора корпорации Thermo Scientific.

Благодаря 20-летнему опыту использования системы на рынках Северной Америки (в том числе и под именем Scintag) и высоким технологиям Швейцарских компаний, имеющих опыт работы в рентгено

вской спектроскопии, ARL X'TRA занимает лидирующее положение в области порошковой рентгеновской дифракции.

Прибор ARL X'TRA сконструирован по принципу вертикальной θ - θ геометрии Брэгга – Брентано, обеспечивающей более удобную работу с пробами. Оптимальные параметры углового и энергетического разрешения без использования β -фильтров и монохроматоров достигаются благодаря уникальной технологии детекторов с энергетическим разрешением и охлаждением Пельтье. Такое решение увеличивает интенсивность дифракционного сигнала и улучшает разрешение X'TRA, по сравнению с традиционными детекторами.

В зависимости от типа анализа или вида пробы, система может быть легко переконфигурирована. При этом может быть использован широкий спектр дополнительного оборудования и аксессуаров: температурные камеры, оптические компоненты (для формирования параллельного пучка и т. п.), текстурный гониометр.

Модульная конструкция дифрактометра обеспечивает необходимую гибкость без потери возможностей, для широкого диапазона применений в области органических и неорганических поликристаллических материалов.

Широкие аналитические возможности

Рентгеновская дифракция является универсальным неразрушающим методом анализа, предоставляющим информацию о структуре и химическом составе кристаллических материалов.

- Определение одной или нескольких фаз в неизвестной пробе;
- Количественное определение известных фаз в смеси;
- Кристаллография: определение (решение) структуры кристаллических материалов;
- Анализ в контролируемой атмосфере – изучение изменений структуры материалов при изменении температуры, давления или состава газовой фазы;
- Анализ поверхности и тонких пленок;
- Анализ текстуры.

Разнообразие исследуемых материалов

С помощью дифракционного анализа можно исследовать широкий спектр природных и синтетических материалов, как органических так и неорганических. Ниже приводится перечень наиболее типичных объектов для таких исследований:

- Минеральные наполнители для лакокрасочной промышленности;
- Горные породы и минералы;
- Цеолиты (молекулярные сита);
- Полимеры;
- Металлы и сплавы;
- Цемент и полупродукты цементного производства;
- Строительные материалы;
- Огнеупоры, керамика;
- Пигменты.

Две технологии, интегрированные в одном приборе

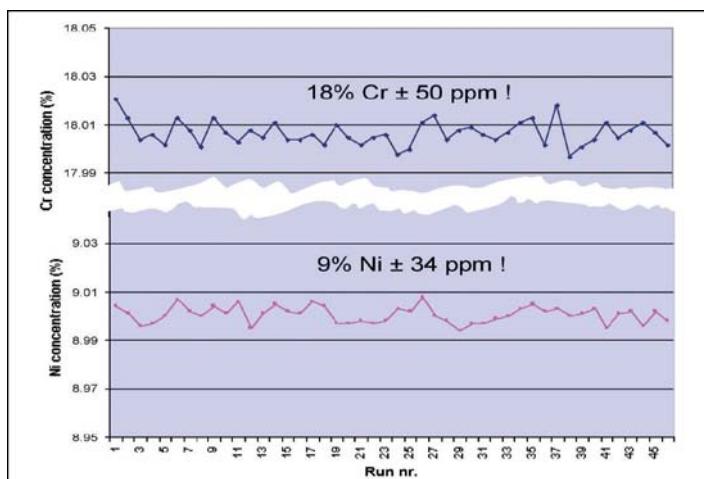
Серия ARL 9900 IntelliPower

ARL 9900 WorkStation. Thermo Fisher Scientific

Уникальный рентгенофлуоресцентный спектрометр со встроенным дифрактометром

Рентгеновская флуоресценция (XRF) и рентгеновская дифракция (XRD) в одном приборе

Методом рентгеновской флуоресценции (XRF) определяется только элементный состав проб, а метод рентгеновской дифракции (XRD) позволяет получить информацию о минералогии материала. В типичном кристаллическом образце XRF определяет, например, общее содержание кальция (Ca) или железа (Fe). XRD выполняет анализ фазового состава таких кристаллических материалов, как скальные породы, минералы и оксиды. На одном и том же образце метод рентгеновской дифракции позволяет сделать шаг вперед и получить информацию о содержании CaO, CaCO₃, Ca(OH)₂ и других фаз кальция, или о содержании FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Fe₃C и других фаз Fe. Комбинация результатов анализа методами XRF и XRD позволяет получить более полную информацию о данном кристаллическом образце.



До недавнего времени, в случае необходимости проведения элементного и структурного видов анализа, приходилось устанавливать два отдельных рентгеновских прибора. Инновационная дифракционная система, установленная в прибор ARL 9900, позволяет комбинировать оба метода анализа в одном приборе со следующими преимуществами для пользователя:

- Ввод только одного образца
- Один пользовательский интерфейс на обе методики
Результаты элементного и структурного анализа в одном аналитическом отчете
- Минимум занимаемой лабораторной площади



Комплексная лаборатория в одном приборе

Серия рентгеновских спектрометров ARL 9900 IntelliPower компании Thermo Scientific — самая универсальная среди приборов для контроля продукции производства.

Универсальность анализа обеспечивает запатентованная технология комбинированного рентгенофлуоресцентного (XRF) и рентгенодифракционного (XRD) анализа в одном приборе. Один прибор вместо двух. Быстрый и очень точный анализ различных твердых проб. ARL 9900 может определять до 83 элементов (от B до U, №5 – №92 в периодической таблице) в содержаниях от ppm до 100%. Современное встроенное программное обеспечение выдает результаты по ходу анализа.

Модульная конструкция и разнообразные опции дают возможность применения прибора для разнообразных задач в различных условиях производства.

Простота в применении прибора достигается за счет высокой степени автоматизации и цифрового контроля. В комбинации с оборудованием автоматического ввода проб прибор можно запрограммировать на анализ без участия оператора и подключить к автоматизированной системе подготовки проб.

«Термо Техно Киев»
Представительство в Украине
www.thermotechno.ru
info@thermotechno.ru
ул. Горького 72-А, оф.6, г. Киев, 03150, Украина

Правила для печати в журнале «Вісник УМТ»

Статьи, направляемые в редакцию журнала “Вісник УМТ”, должны отвечать следующим требованиям.

1. Текст статьи представляется на диске в формате текстового редактора “Word for Windows”; рисунки, подготовленные в одном из графических редакторов (формат bmp, tif, jpeg, cdr, ai), размещаются на диске как отдельные графические файлы.

На отдельном листе следует указать фамилию, имя и отчество каждого из авторов, место работы и служебный адрес, номера телефонов (домашний и служебный), факсимильной и электронной связи. Следует также указать, с кем из соавторов вести переписку.

2. Текст статьи должен быть тщательно отредактирован и распечатан на лазерном принтере через два интервала на белой бумаге формата А4 с полями: верхнее, нижнее и левое — 20 мм, правое — 10 мм. При компьютерном наборе следует использовать шрифт гарнитуры “Times New Roman” высотой 12 или 14 pt.

3. Таблицы должны быть набраны шрифтом “Times New Roman” размером 9 pt. Все таблицы должны быть пронумерованы и озаглавлены. Тематический заголовок к таблице должен быть точным, кратким и полностью соответствовать содержанию таблицы. Шапка-головка таблицы не должна быть многоярусной (не более трех ярусов). Числовые значения однородных величин располагают в графах так, чтобы единицы находились под единицами, десятки — под десятками, сотни — под сотнями. Все символы (или условные обозначения) в таблице должны быть описаны непосредственно в примечании к ней либо в тексте статьи. Сокращения слов в таблице не допускаются. Специальные знаки и греческие буквы в тексте, и в таблицах должны быть выполнены как вставка символа.

4. Формулы должны быть набраны в формульном редакторе шрифтом того же начертания, что и основной текст.

5. К статье должны быть составлены рефераты объемом 700–900 знаков, а также выделены ключевые слова.

6. Размер штриховых иллюстраций (графики, схемы) определяется их информационной насыщенностью. Простые графики (несколько кривых несложной формы, небольшое количество точек, простые схемы) должны иметь размер (4–6)×(4–7) см. Ширина более сложных изображений не должна превышать 12 см. Текст на рисунках (оцифровка и обозначение осей, нумерация кривых и т. д.) должен быть выполнен шрифтом Arial размером 8 pt, обычный. Количество надписей на рисунках должно быть минимальным. Все условные обозначения (символы, сокращения, цифры) должны быть описаны в подписях к рисунку. Толщина вспомогательных линий (оси, засечки на осях) — 0,5 pt, пунктир, штрих-пунктир — 0,7 pt. Размер тоновых иллюстраций (микроструктуры, фото) — 6×6 см. Тоновые иллюстрации должны быть сканированы и поданы в электронном варианте либо должны быть представлены их оригиналы. Изображение должно иметь размерную метку. Рисунки представляются в двух экземплярах на отдельных листах; на каждом рисунке указываются его номер, авторы и название статьи.

7. При упоминании иностранных учреждений, фирм, фирменных продуктов и т. д. в русской транслитерации в скобках должно быть дано их оригинальное написание.

8. Размерность всех величин, принятых в статье, должна соответствовать Международной системе единиц измерений (СИ).

9. Литература должна быть приведена в конце статьи в виде списка на отдельной странице, заключающего в себе фамилию и инициалы автора, название статьи, название журнала, том, год, номер или выпуск, страницы, а для книг — фамилию и инициалы авторов, точное название книги, место издания, издательство, год. Примеры оформления:

Комратов Г. Н. Кинетика окисления порошков диборида титана // Порошковая металлургия. — 1996. — № 1–2. — С. 77–81

Ломницкая Я. Ф. Взаимодействие титана и фосфора с ванадием, хромом или марганцем // Журн. неорган. химии. — 2000. — Т. 45, № 2. — С. 261–265.

Ropp R. C. The nature of the alumina-rich phase in the system La_2O_3 – Al_2O_3 / R. C. Ropp, G. G. Libowitz // J. Amer. Ceram. Soc. — 1978. — Vol. 61, No. 11–12. — P. 473–475.

Эlliott P. T. Структуры двойных сплавов: В 2-х тт. — М.: Металлургия, 1970. — 927 с.

Скороход В. В. Физико-металлургические основы спекания порошков / В. В. Скороход, С. М. Солонин. — М.: Металлургия, 1984.

Барабаш О. М. Влияние лантана, церия, циркония и ванадия на растворимость азота в хроме / О. М. Барабаш, В. Г. Иванченко, В. Н. Свеченников // Диаграммы состояния металлических систем. Термодинамические расчеты и экспериментальные методы. — М.: Наука, 1981. — С. 167–172.

Ссылки даются в оригинальной транскрипции. Список литературы должен быть составлен в порядке упоминания ссылок в тексте. Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

10. Объем статей не должен превышать 10 страниц машинописного текста, 5 рисунков или фотографий, объем обзоров — 25 страниц, 10 рисунков.

