

Национальная академия наук Украины (НАНУ)  
Российская академия наук (РАН)  
Национальная академия наук Беларуси (НАНБ)  
Украинское материаловедческое общество  
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ  
Институт высоких температур РАН  
Московский Государственный технический университет им. Н.Э.Баумана  
Институт теплообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси  
ООО "ИНТЕМ" (Украина)

**ВОСЬМАЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**  
*«Материалы и покрытия в экстремальных условиях:  
исследования, применение, экологически чистые  
технологии производства и утилизации изделий»*

Информационные  
партнеры:



(Украина)

*Инженерно-  
физический журнал*  
(Беларусь)

М  
Е  
Е  
2  
0  
1  
4

Под патронатом:

FEMS

Федерации  
европейских  
материаловедческих  
обществ



Национальный  
контактный пункт  
европейской  
Программы  
«Горизонт-2020»

**ТЕЗИСЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

Сентябрь 2014 г.  
Киев, Украина

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Скороход В. – председатель, Украина, академик НАН Украины

Фролов Г. – сопредседатель, Украина, докт. наук

Полежаев Ю. – сопредседатель, Россия, чл.-корр. Российской академии наук

Чернышев Л. – ученый секретарь, Украина, канд. наук

### ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА

Бернер А. – проф.,  
Израиль

Вишняков Л. – докт.  
наук, Украина

Гавалек В. – проф.,  
Германия

Гороховатская М. –  
канд.наук, Украина

Гофин М. – докт. наук,  
Россия

Гречанюк Н. –  
докт.наук, Украина

Гутманас Е. – проф.,  
Израиль

Дорофеев В. –  
докт.наук, Россия

Залите И. – проф.,  
Латвия

Зинченко В. – докт.  
наук, Украина

Иванчев С. – чл.-корр.  
РАН, Россия

Ильющенко А. – чл.-  
кор. АНБ, Беларусь

Карапетян Г. – докт.  
наук, Армения

Кервалишвили П. –  
проф., Грузия

Кожа Я. – проф.,  
Венгрия

Коларик В. – проф.,  
Германия

Константинова Т. –  
докт. наук, Украина

Косторнов А. – акад.  
НАНУ, Украина

Круковский П. – докт.  
наук, Украина

Кулу П. – проф.,  
Эстония

Логунов А.В. –  
докт.наук, Россия

Мацевитый Ю. – акад.  
НАНУ, Украина

Милейко С. –  
докт.наук, Россия

Мовчан Б. – акад.  
НАНУ, Украина

Потапов А. – канд.  
наук, Украина

Прихна Т. – чл.-корр.  
НАНУ, Украина

Резник С. – докт. наук,  
Россия

Румянцев В. – Россия

Санин А. – докт. наук,  
Украина

Смертенко П. – канд.  
наук, Украина

Солнцев К. – академик  
РАН, Россия

Тавадзе Г. – чл.-корр.  
АНГ, Грузия

Терновой Ю. – докт.  
наук, Украина

Тимофеев А. – докт.  
наук, Россия

Тимошенко В.И. – чл.-  
корр. НАНУ, Украина

Тимошенко В.П. – докт.  
наук, Россия

Тихий В. – докт. наук,  
Украина

Федоров О. – докт.  
наук, Украина

Фирстов С. – акад.  
НАНУ, Украина

Фраге Н. – проф.,  
Израиль

Шалунов Е. – проф.,  
Россия

Шафран М. – проф.,  
Польша

Шемет В. – проф.,  
Германия

**ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ ПУБЛИКУЮТСЯ В ОРИГИНАЛАХ,  
ПРЕДСТАВЛЕННЫХ АВТОРАМИ**

**ОРГКОМИТЕТ НЕ НЕСЕТ ОТВЕТСТВЕННОСТИ  
ЗА СОДЕРЖАНИЕ ЭТИХ МАТЕРИАЛОВ**

**Ученый секретарь конференции  
Л.Чернышев**

<b>СОДЕРЖАНИЕ</b>		<b>Стр</b>
<b>ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ</b>		<b>21–25</b>
<b>PI 2 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ СВЕРХТУГОПЛАВКИХ КЕРАМИК ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ</b>		
<b>Шейндлин М.А.</b>		
Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия		<b>23</b>
<b>PI 18 ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ (КОСМИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ) НА МАТЕРИАЛЫ</b>		
<b>Ерицян Г.Н., Арутюнян В.В., Саакян А.А., Григорян Н.Е., Ахвердян Э.А., Акопян Н.А., Саакян В.А.<sup>(1)</sup></b>		
Национальная Научная Лаборатория им. А.Алиханяна (Ереванский Физический институт), Ереван, Армения		
<sup>(1)</sup> Национальный Институт метрологии РА, Ереван, Армения		<b>24</b>
<b>PI 65 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМБИНИРОВАННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ</b>		
<b>Дмитрик В.В., Лучка Н.В.<sup>(1)</sup></b>		
Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина		
<sup>(1)</sup> Харьковоблэнерго, Харьков, Украина		<b>25</b>
<b>СЕКЦИЯ А. ПРИНЦИПЫ КОНСТРУИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.</b>		<b>27–33</b>
<b>A 22 ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ КОНСТРУКЦИИ МНОГОРАЗОВЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ</b>		
<b>Гусарова И.А., Тихий В.Г., Потапов А.М., Шевцов Е.И., Гусев В.В., Фролов Г.А.<sup>(1)</sup>, Манько Т.А.<sup>(2)</sup></b>		
Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное», Днепропетровск, Украина		
<sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения НАН Украины им. И.Н.Францевича, Киев, Украина		
<sup>(2)</sup> Днепропетровский национальный университет им. Олеса Гончара, Днепропетровск, Украина		<b>29</b>
<b>A 57 ПРИМЕНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ</b>		
<b>Бобырь С.В., Левченко Г.В., Нефедьева Е.Е., Плюта В.Л.</b>		
Институт черной металлургии НАН Украины им. З.И. Некрасова, Днепропетровск, Украина		<b>30</b>
<b>A 69 КОМПЬЮТЕРНЫЙ СИНТЕЗ ПРОЦЕССОВ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ / ПОКРЫТИЙ ТРЕБУЕМОГО КАЧЕСТВА</b>		
<b>Лактюшина Т.В., Лактюшин А.Н., Жилинский О.В.<sup>(1)</sup></b>		
Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, Минск, Беларусь		
<sup>(1)</sup> ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», Минск, Беларусь		<b>31</b>

<b>А 316 ОДНОКОМПОНЕНТНЫЕ ВОЛОКНИСТЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ – СОЧЕТАНИЕ МАКСИМАЛЬНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОВТОРНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ПОДОБНОЕ БИОЛОГИЧЕСКИМ МАТЕРИАЛАМ</b> <b>Боровик А.В., Боровик Д.В.<sup>(1)</sup></b> Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев	32
<b>А 339 О ПЕРСПЕКТИВНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Zr-Nb-Cr ДЛЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ</b> <b>Фирстов С.А., Кузнецова Т.Л., Бродниковский Н.П., Орышич И.В., Крапивко Н.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	33
<b>СЕКЦИЯ В. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.</b>	34–49
<b>В 5 ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ</b> <b>Лысов В.И., Цареградская Т.Л., Турков О.В., Саенко Г.В., Каленик А.А.</b> Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина	36
<b>В 6 МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ И СОЗДАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ</b> <b>Лысов В.И., Цареградская Т.Л., Турков О.В., Саенко Г.В.</b> Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина	37
<b>В 14 СИСТЕМНОЕ ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ ИССЛЕДОВАНИИ ИЗГИБА НАНОБАЛКИ ИЗ МОЛИБДЕНА</b> <b>Мурзин Л.М., Огородников В.В.<sup>(1)</sup></b> Севастопольский национальный технический университет, Севастополь <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	38
<b>В 42 УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА С РАЗРЕЗОМ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ВДОЛЬ СЛОЕВ</b> <b>Феденко В.И.</b> Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара, Днепропетровск, Украина	39
<b>В 48 ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННОГО ТЕПЛООБМЕНА НА ТЕПЛОВОЕ СОСТОЯНИЕ КАМЕРЫ ПЕЧИ ОБЖИГА ЭЛЕКТРОДНЫХ ИЗДЕЛИЙ</b> <b>Пулинец И.В., Карвацкий А.Я., Лелека С.В., Лазарев Т.В.</b> НИЦ «Ресурсосберегающие технологии», Киев, Украина	40
<b>В 53 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПАРЦИАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ Fe-Ln</b> <b>Котова Н.В., Усенко Н.И., Головатая Н.В.</b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина	41

---

---

<b>В 54 ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛОХИМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМПОНЕНТОВ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al-3d-Me</b> <b><u>Котова Н.В., Усенко Н.И.</u></b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина	42
<b>В 55 ИНТЕГРАЛЬНЫЕ ЭНТАЛЬПИИ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С ЛАНТАНОИДАМИ: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ</b> <b><u>Усенко Н.И., Котова Н.В., Иванов М.И.<sup>(1)</sup>, Головатая Н.В.</u></b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича, Киев, Украина	43
<b>В 58 ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ИОННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ В РЕЖИМЕ ИМПУЛЬСНОГО ПОТЕНЦИАЛА</b> <b><u>Калиниченко А.И., Козионов С.А., Перепёлкин С.С., Стрельницкий В.Е.</u></b> Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина	44
<b>В 59 ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ n-InSe, ОБЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ</b> <b><u>Ковалюк З.Д., Минтянский И.В., Савицкий П.И.</u></b> Черновицкое отделение Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	45
<b>В 70 ОЦЕНКА ОБЩЕГО И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА АППАРАТОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА АЛМАЗОВ</b> <b><u>Шестаков С.И.</u></b> Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	46
<b>В 315 АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ АГЛОМЕРАЦИИ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ</b> <b><u>Гончарук А.А., Хоменко Е.В.</u></b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	47
<b>В 321 СМАЧИВАНИЕ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО ZrO<sub>2</sub> НИКЕЛЕМ</b> <b><u>Дуров А.В., Найдич Ю.В., Карпец М.В.</u></b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	48
<b>В 345 ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОКСИДА ИТТРИЯ С ОКСИДАМИ ЛАНТАНА И НЕОДИМА ПРИ 1500 °С</b> <b><u>Андриевская Е.Р.<sup>(1)</sup>, Чудинович О.В., Корниенко О.А., Юрченко Ю.В., Ткач В.В.<sup>(1)</sup></u></b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина	49

<b>СЕКЦИЯ С. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.</b>	<b>50–80</b>
<b>С 1 МЕХАНИЗМ СВС-ПРОЦЕССА К СИСТЕМЕ Ti-C-ШХ15</b> <b>Рудь В.Д., Самчук Л.М., Гулиева Н.М.</b> Луцкий национальный технический университет, Луцк, Украина	<b>52</b>
<b>С 3 ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОГО ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ С ОСОБЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ</b> <b>Павленко А.М., Усенко Б.О., Кошлак А.В.</b> Полтавский национальный технический университет им. Юрия Кондратюка, Полтава, Украина	<b>53</b>
<b>С 4 ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ СПН14А7М5 – TiC</b> <b>Нарва В.К., Маранц А.В.</b> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия	<b>54</b>
<b>С 10 ПЛАЗМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> <b>Сизоненко О.Н.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	<b>55</b>
<b>С 16 ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛ–ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ПУТЕМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ФОЛЬГ Al и Ti</b> <b>Синчук А.В., Васянович Н.А.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	<b>56</b>
<b>С 25 ТЕОРИЯ СУШКИ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ</b> <b>Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup></b> Российский союз автостраховщиков (РСА), Москва, Россия <sup>(1)</sup> ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», Москва, Россия	<b>57</b>
<b>С 26 ТЕОРИЯ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. МОКРОЕ ПРЕССОВАНИЕ С ЛИОФИЛЬНОЙ ЖИДКОСТЬЮ</b> <b>Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup></b> Российский союз автостраховщиков (РСА), Москва, Россия <sup>(1)</sup> ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», Москва, Россия	<b>58</b>
<b>С 27 РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. МОКРОЕ ПРЕССОВАНИЕ С ЛИОФОБНОЙ ЖИДКОСТЬЮ</b> <b>Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup></b> Российский союз автостраховщиков (РСА), Москва, Россия <sup>(1)</sup> ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», Москва, Россия	<b>59</b>
<b>С 28 СПОСОБ ВВЕДЕНИЯ ПЛАСТИФИКАТОРА</b> <b>Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup></b> Российский союз автостраховщиков (РСА), Москва, Россия <sup>(1)</sup> ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», Москва, Россия	<b>60</b>

<b>С 31 ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА КАК СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ</b> <b><u>Валеев И.Ш., Валеева А.Х.</u></b> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия	61
<b>С 36 ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ</b> <b><u>Люшинский А.В., Фёдорова Е.С.</u></b> ОАО «Раменское приборостроительное конструкторское бюро», Раменское, Россия	62
<b>С 37 ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА КЕРАМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА С МЕТАЛЛАМИ</b> <b><u>Люшинский А.В., Фёдорова Е.С.</u></b> ОАО «Раменское приборостроительное конструкторское бюро», Раменское, Россия	63
<b>С 38 ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ИЗУЧЕНИИ ПРОЦЕССА ГОРЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> <b><u>Трефилов В.А., Наумов И.С.</u></b> Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия	64
<b>С 46 МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ФОРМИРУЕМЫЕ ПЛАЗМЕННЫМ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ</b> <b><u>Машталяр Д.В., Синебрюхов С.Л., Егоркин В.С., Гнеденков С.В.</u></b> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, Владивосток, Россия	65
<b>С 47 ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА ТИТАНЕ КОРОТКОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ</b> <b><u>Егоркин В.С., Вялый И.Е., Машталяр Д.В., Синебрюхов С.Л., Гнеденков С.В.</u></b> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, Владивосток, Россия	66
<b>С 52 ПЛАЗМЕННЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВ МАГНИЯ С ВЫСОКОЙ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТЬЮ ПО ВОДОРОДУ И УСТОЙЧИВОСТЬЮ К РЕЦИКЛИРОВАНИЮ</b> <b><u>Мельникова Е.И., Колоненко А.Л.<sup>(1)</sup>, Глущенко Г.А.<sup>(1)</sup>, Осипова И.В.<sup>(1)</sup>, Чурилов Г.Н.<sup>(1)</sup></u></b> Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия <sup>(1)</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия	67
<b>С 71 О ВОЗМОЖНОСТИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ</b> <b><u>Шипко М.Н., Коровушкин В.В.<sup>(1)</sup>, Смагина А.В.<sup>(1)</sup>, Староверов Б.А.<sup>(2)</sup>, Степович М.А.<sup>(3)</sup></u></b> Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова, Иваново, Россия <sup>(1)</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия <sup>(2)</sup> Костромской государственной технологической университет, Кострома, Россия <sup>(3)</sup> Калужский государственный университет им.К.Э.Циолковского, Калуга, Россия	68

---

---

<b>С 73 ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРОИЗВОДСТВО ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ И КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ</b> <b>Зубкова В.Т., Куратченко А.Б., Дегтярев В.И., Жеманюк П.Д.<sup>(1)</sup>, Мельников Ю.В.</b> ГП «Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов», Запорожье, Украина <sup>(1)</sup> АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина	69
<b>С 308 ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА И СПЕКАНИЯ ЛИГАТУР ДЛЯ КАРБИДОСТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ОТХОДОВ ШХ15</b> <b>Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Бездорожев А. В., Тихонова И. Б.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	70
<b>С 310 ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА, ПРОПУЩЕННОГО ЧЕРЕЗ МЕЖФАЗНУЮ ГРАНИЦУ, НА СМАЧИВАНИЕ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ</b> <b>Дуров А.В., Найдич Ю.В., Сидоренко Т.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	71
<b>С 312 ЭЛЕКТРОФОРЕТИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ ТИТАНАТА БАРИЯ</b> <b>Жигоцкий А.Г., Загорный М.Н., Подсосонный В.И., Иванчук А.А., Рагуля А.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	72
<b>С 319 КОНСТРУИРОВАНИЕ Nb-СОДЕРЖАЩИХ ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И СПОСОБОВ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ ПРИ ПАЙКЕ РЯДА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (ОКСИДНЫХ, НИТРИДНЫХ И УГЛЕРОДНЫХ)</b> <b>Журавлев В.С.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	73
<b>С 320 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ДВОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА <math>Ti_3AlC_2</math> В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ</b> <b>Иванова И.И., Демидик А.Н., Карпец М.В., Крылова Н.А., Евлаш С.И.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	74
<b>С 322 СОЗДАНИЕ ЧИСТЫХ УСЛОВИЙ, ИМИТИРУЮЩИХ УСЛОВИЯ КОСМИЧЕСКОГО ВАКУУМА И АТМОСФЕРЫ ЛУНЫ, ПРИ ПРОВЕДЕНИИ СМАЧИВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ РАСПЛАВАМИ МЕТАЛЛОВ</b> <b>Красовский В.П., Красовская Н.А., Найдич Ю.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	75
<b>С 333 ХИМИЧЕСКИЙ МЕТОД НАНЕСЕНИЯ НАНОПОКРЫТИЙ НА ВОДОРОДОСОРБЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ</b> <b>Чупров С.С., Хомко Т.В., Галий О.З.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	76

---

<b>С 335 ГАЛЬВАНИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА И ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ НА СТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ И ИХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА</b> <b>Малышев В.В., Ускова Н.Н., Габ А.И.<sup>(1)</sup>, Куровский В.Я.<sup>(2)</sup></b> Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина <sup>(2)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>77</b>
<b>С 336 ОСАЖДЕНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ТАНТАЛОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ</b> <b>Малышев В.В., Шахнин Д.Б., Куцевская Н.Ф.<sup>(1)</sup>, Бошицкая Н.В.<sup>(2)</sup></b> Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Университет «Украина», Киев, Украина <sup>(2)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>78</b>
<b>С 337 ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ СИЛИЦИДОВ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ИЗ ГАЛОГЕНИДНО-ОКСИДНЫХ РАСПЛАВОВ</b> <b>Шахнин Д.Б., Подыман А.С., Малышев В.В., Бошицкая Н.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Дж. Шустер<sup>(3)</sup></b> Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(2)</sup> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина <sup>(3)</sup> Рабочая группа по инновационным материалам факультета химии Венского университета, Вена, Австрия	<b>79</b>
<b>С 340 ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА РЕАКЦИИ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИИ TiB<sub>2</sub>-TiN</b> <b>Петухов А.С., Хобта И.В., Маттиас Херманн<sup>(1)</sup>, Ян Рател<sup>(1)</sup>, Рагуля А.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев <sup>(1)</sup> Fraunhofer IKTS, Dresden, Germany	<b>80</b>

**СЕКЦИЯ D. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА  
МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ДЛЯ  
РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.**

81–136

- D 7 СТРУКТУРА И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Cu-Cr**  
**Гречанюк В.Г., Оноприенко Е.В.**  
Киевский национальный университет строительства и архитектуры, Киев, Украина 83
- D 8 ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ ПОЛИЭЛЕКТРОЛИТ–МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПЛЕКСОВ ПЕКТИН–ПОЛИЭТИЛЕНИМИН–Cu<sup>2+</sup> И НАНОКОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ**  
**Демченко В.Л., Унрод В.И.<sup>(1)</sup>**  
Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Черкасский государственный технологический университет, Черкассы, Украина 84
- D 9 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИЗНОСА БАНДАЖНЫХ ПОЛОК ЛОПАТОК АВИАЦИОННЫХ ГТД**  
**Черепова Т.С., Дмитриева Г.П.**  
Институт металлофизики им. В.Г. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина 85
- D 11 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПИРОЛИТИЧЕСКИХ КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ СВОЙСТВА**  
**Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.**  
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина 86
- D 12 СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО AlCuNiFeCrV СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**  
**Юркова А.И., Чернявский В.В., Кравченко А.И.**  
Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина 87
- D 13 ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Al<sub>94</sub>Fe<sub>3</sub>Cr<sub>3</sub> СПЛАВА, КОНСОЛИДИРОВАННОГО ЭКСТРУЗИЕЙ**  
**Бякова А. В., Юркова А.И.<sup>(1)</sup>, Власов А.А., Щерецкий А.А.<sup>(2)</sup>**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина  
<sup>(2)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина 88
- D 17 БОРСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ И НЕЙТРОНОПОГЛОЩАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ**  
**Мириджанашвили З.М., Гарибашвили В.И., Габуня Д.Л., Цагарейшвили О.А.**  
Институт металлургии и материаловедения им. Ф.Н.Тавадзе, Тбилиси, Грузия 89

<b>D 23 ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ДЕСТРУКЦИЯ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ФТОРОПЛАСТА, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВЫХ УЗЛОВ ПОГРУЖНЫХ ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЕЙ СЕРИИ ПЭД</b> <b>Курилов А.Г., Кришталенко Е.Н., Курилов Г.В.</b> ООО НПФ "Тенхология-2000", Харьков, Украина	90
<b>D 24 О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ (ТСМ)</b> <b>Курилов Г.В., Курилов А.Г.</b> ООО НПФ "Тенхология-2000", Харьков, Украина	91
<b>D 29 ИЗНОСОСТОЙКИЕ БОРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ. ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ</b> <b>Чернега С.М., Поляков И.А.</b> Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт"	92
<b>D 33 ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ Cr-Si-B В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ</b> <b>Недайборщ С.Д.</b> Государственное предприятие "ЗАВОД 410ГА", Киев, Украина	93
<b>D 34 СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Zr-Al-B</b> <b>Харченко Е.В.</b> Национальный авиационный университет, Киев, Украина	94
<b>D 40 ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ</b> <b>Бурмак А.П., Волошко С.М.</b> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина	95
<b>D 41 ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ СУЛЬФИДА ЦИНКА ДОБАВКАМИ Ln<sub>2</sub>S<sub>3</sub> (Ln – Gd, Dy) НА ОПТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ ПОКРЫТИЙ</b> <b>Зинченко В.Ф., Магунов И.Р., Мазур О.С., Мозговая О.В.<sup>(1)</sup>, Чигринов В.Э.</b> Физико-химический институт им. А.В. Богатского НАН Украины, Одесса, Украина <sup>(1)</sup> Казенное предприятие Специального приборостроения „Арсенал” ГКА Украины, Киев, Украина	96
<b>D 43 ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ</b> <b>Ильницкая Г.Д., Романко Л.А., Дуда Т.М., Шатохин В.В., Зайцева И.Н., Ткач В.Н, Лавриненко В.И., Пасечный О.О., Девицкий А.А., Косенчук Т.А.</b> Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	97
<b>D 44 ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ</b> <b>Имшинецкий И.М., Машталяр Д.В., Самохин А.В.<sup>(1)</sup>, Цветков Ю.В.<sup>(1)</sup>, Синябрюхов С.Л., Гнеденков С.В.</b> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Дальневосточного отделения РАН, Владивосток, Россия <sup>(1)</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия	98

<p><b>D 45 СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОК Pd И Pt НА ПОВЕРХНОСТИ Ni, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПЫЛЕНИЯ В ПЛАЗМЕ</b>  <u>Чурилов Г.Н.</u><sup>(1,2,3)</sup>, <u>Колоненко А.Л.</u><sup>(1,2,3)</sup>, <u>Внукова Н.Г.</u><sup>(1,2)</sup>, <u>Осипова И.В.</u><sup>(1,2)</sup>,  <u>Дубинина И.А.</u><sup>(1,3)</sup>, <u>Мельникова Е.И.</u><sup>(3)</sup>  <sup>(1)</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук, Красноярск, Россия  <sup>(2)</sup>Красноярский государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева, Красноярск, Россия  <sup>(3)</sup>Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия</p>	99
<p><b>D 49 ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, БЫВШИХ В ЭКСПЛУАТАЦИИ</b>  <u>Надараиа К.В.</u><sup>(1,2)</sup>, <u>Маштальяр Д.В.</u><sup>(1,2)</sup>, <u>Минаев А.Н.</u><sup>(2)</sup>, <u>Синебрюхов С.Л.</u><sup>(1)</sup>,  <u>Гнеденков С.В.</u><sup>(1,2)</sup>  <sup>(1)</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, Владивосток, Россия  <sup>(2)</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Дальневосточный федеральный университет», Владивосток, Россия</p>	100
<p><b>D 50 ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛМАЗНЫХ МИКРОПОРОШКОВ</b>  <u>Олейник Н.А.</u>, <u>Ильницкая Г.Д.</u>, <u>Сизоненко О.Н.</u><sup>(1)</sup>, <u>Петасюк Г.А.</u>, <u>Базалий Г.А.</u>,  <u>Шамраева В.С.</u>          Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина  <sup>(1)</sup>Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина</p>	101
<p><b>D 51 УТИЛИЗАЦИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГИДРОКСОПАТИТА КАЛЬЦИЯ</b>  <u>Карбовский В.Л.</u>          Институт металлофизики им.Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина</p>	102
<p><b>D 60 ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ АПАТИТОВ КАЛЬЦИЯ И СТРОНЦИЯ</b>  <u>Курган Н.А.</u>          Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина</p>	103
<p><b>D 62 ЕМКОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОВОДНЕННОЙ НАНОПОРОШКОВОЙ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ</b>  <u>Зеленяк Т.Ю.</u>, <u>Шило А.В.</u>, <u>Дорошкевич А.С.</u>, <u>Сапрыкина А.В.</u>, <u>Полторацкая А.В.</u>,  <u>Константинова Т.Е.</u>          Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина</p>	104
<p><b>D 64 ДЕТОНАЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА Fe-Cr-SiC, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА</b>  <u>Астахов Е.А.</u>, <u>Борисов Ю.С.</u>, <u>Борисова А.Л.</u>, <u>Кильдий А.И.</u>          Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины, Киев, Украина</p>	105
<p><b>D 66 МАГНЕТРОННОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЛЕНОК СИСТЕМЫ С-Ni-N: ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА, СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА</b>  <u>Прудников А.М.</u>, <u>Линник А.И.</u>, <u>Шалаев Р.В.</u>, <u>Варюхин В.Н.</u>, <u>Мохненко М.И.</u>          Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины, Донецк, Украина</p>	106

<b>D 67 ТОНКИЕ ПЛЕНКИ БОРИДОВ МАГНИЯ</b> <b>Шатерник А.В., Эистерер М.<sup>(1)</sup>, Шаповалов А.П., Мощиль В.Е., Прихна Т.А.</b> Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Atominstytut, Vienna University of Technology, Вена, Австрия	107
<b>D 74 ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСЛОИСТЫХ <math>M_{N+1}AX_N</math> МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМ Ti-Al-C(N) В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР</b> <b>Прихна Т.А., Осташ О.П.<sup>(1)</sup>, Басюк Т.В., Старостина А.В., Лошак М.Г., Дуб С.Н., Филатов Ю.Д. Кабиош Т.<sup>(2)</sup>, Шартье П.<sup>(2)</sup>, Свердун В.Б, Осадчий А. А., Девин Л., Мощиль В.Е., Карпец М.В.<sup>(3)</sup>, Ивасишин А.Д.<sup>(1)</sup>, Ковыляев В.В., Александрова Л.И., Козырев А.В., Подгурская В.Я.<sup>(1)</sup></b> Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, Львов, Украина <sup>(2)</sup> Universite de Poitiers, CNRS/ Laboratoire PHUMAT, Cedex, France <sup>(3)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	108
<b>D 75 СИНТЕЗ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ <math>MgB_2</math> С ДОБАВКАМИ Zr ПОД ДАВЛЕНИЕМ 2 GPa</b> <b>Козырев А.В., Прихна Т.А., Басюк Т.В., Мощиль Е.В., Сергиенко Н.В., Гавалек В.<sup>(1)</sup></b> Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт фотонных технологий, Йена, Германия	109
<b>D 77 МИКРОСТРУКТУРА И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Ti-TiC</b> <b>Жевтун И.Г., Гордиенко П.С.</b> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии ДВО РАН, Владивосток, Россия	110
<b>D 300 ИЗУЧЕНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ <math>ZrB_2</math>-<math>MoSi_2</math>-РАСПЛАВ БАЗАЛТА РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ</b> <b>Нешпор И.П., Мосина Т.В., Григорьев О.Н., Панасюк А.Д., Пасичный В.В.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	111
<b>D 301 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ ЦИРКОНИЯ ПОД ВЛИЯНИЕМ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ОБЛУЧЕНИЯ</b> <b>Нешпор И.П., Мосина Т.В., Григорьев О.Н., Панасюк А.Д., Пасичный В.В., Фролов Г.А.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	112
<b>D 302 ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ <math>VCrMnFeCoNi_x</math></b> <b>Карпец М.В., Мысливченко А.Н., Макаренко Е.С., Крапивка Н.А., Цебрий Р.И.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	113
<b>D303 КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА <math>AlN</math>-<math>TiN</math>-<math>Cr_3C_2</math> В РАСТВОРЕ 3% NaCl</b> <b>Швец В.А., Талаш В.Н., Мосина Т.В., Руденко Ю.Б.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	114

<b>D 304 ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeCoNiMnCrMo ПРИ 900 °С</b> Рокицкая Е.А., Карпец М.В., Крапивка Н.А., Горбань В.Ф., Фирстов С.А., Самелюк А.В. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	115
<b>D 307 ОБРАЗОВАНИЕ ДИБОРИДА ТАНТАЛА И НИОБИЯ ПРИ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ СМЕСИ ПОРОШКОВ В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ</b> Савяк М.П., Тимофеева И.И., Ивченко В.И., Васильковская М.А., Карпец М.В., Удовик О.О., Дубчак С.Ю., Уварова И.В. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	116
<b>D 309 ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА В ВАКУУМЕ НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРУ ХРОМОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ НАНОПЛЕНК, НАНЕСЕННЫХ НА ОКСИДНЫЕ И НЕОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ</b> Найдич Ю.В., Габ И.И., Костюк Б.Д., Стецюк Т.В., Куркова Д.И. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	117
<b>D 313 ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОКРЕСТНОСТИ СВОБОДНОГО КРАЯ ПЛАЗМЕННОПАЫЛЕННОГО ПОКРЫТИЯ</b> Бесов А.В., Долгов Н.А. <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина	118
<b>D 314 СИСТЕМЫ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ КОМПОНЕНТОВ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ</b> Минакова Р.В., Гречанюк Н.И., Хоменко Е.В. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	119
<b>D 318 ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ ВОЛЬФРАМОВЫХ КАРКАСОВ МЕТАЛЛОПОРИСТЫХ КАТОДОВ</b> Гетьман О. И., Крылова Н.А., Паничкина В.В., Скороход В.В. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	120
<b>D 323 ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕЗИСТИВНЫХ ТОЛСТЫХ ПЛЁНОК НА ОСНОВЕ Sn<sub>0,9</sub>Sb<sub>0,1</sub>O<sub>2</sub> ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ</b> Паустовский А.В., Рудь Б.М., Шелудько В.Е., Гончар А.Г., Тельников Е.Я., Смертенко П.С. <sup>(1)</sup> , Захарченко И.В. <sup>(2)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина <sup>(2)</sup> КНУ им. Тараса Шевченко, Киев, Украина	121
<b>D 324 АНАЛИЗ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ “ТВЕРДОСТЬ–ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ” КОМПОЗИЦИЙ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ</b> Лашнева В.В., Костенко А.Д., Максютя И.И. <sup>(1)</sup> , Квасницкая Ю.Г. <sup>(1)</sup> , Михнян Е.В. <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев <sup>(1)</sup> Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев	122
<b>D 325 РАСТВОРЯЕМЫЕ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫЕ МОДЕЛИ КАК ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД</b> Лашнева В.В., Максютя И.И. <sup>(1)</sup> , Михнян Е.В. <sup>(1)</sup> , Нейма А.В. <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев <sup>(1)</sup> Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев	123

<b>D 326 ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ <math>\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7</math> – ПЕРСПЕКТИВНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТАЛЕЙ АЭРОКОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Копань А.Р., Горбачук Н.П., Лакиза С.Н., Тищенко Я.С. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	124
<b>D 328 ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al–Pr, Al–Pr–Ni И Al–Pr–Sn</b> Шевченко М.А., Судавцова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	125
<b>D 329 ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co–Pr</b> Шевченко М.А., Судавцова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	126
<b>D 331 ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АВИАЦИОННЫХ МАСЕЛ С ДОБАВКАМИ ГРАФЕНОПОДОБНЫХ НАНОЧАСТИЦ ДИСЕЛЕНИДОВ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА</b> Гринкевич К.Э., Куликов Л.М., Кёниг-Эттель Н.Б., Ткаченко И.В., Шурыгина З.П., Одокиенко И.И. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	127
<b>D 338 ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ В ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ</b> Безмянный Ю.Г. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	128
<b>D 342 ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ</b> Бродниковский Н.П., Орышич И.В., Зубець Ю.Е., Зыкова Е.В., Безверхий И.В., Крапивка Н.А., Фирстов С.А. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	129
<b>D 343 ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ НА СТРУКТУРУ НЕСПЕЧЕННЫХ ПРЕССОВОК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА Cu-30% об. W</b> Епифанцева Т.А., Скороход В.В., Штерн М.Б., Коваль А.Ю., Мартюхин И.Д. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	130
<b>D 344 ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ ЛИТЫХ СПЛАВОВ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si</b> Романко П.М., Малка А.Н., Воскобойник И.В., Коржова Н.П., Легкая Т.Н. <sup>(1)</sup> , Подрезов Ю.Н. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев <sup>(1)</sup> Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина	132
<b>D 346 ТЕРМОСТОЙКИЙ УДАРОПРОЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ</b> Григорьев О.Н., Дубовик Т.В., Гребенок Т.П., Субботин В.И., Рогозинская А.А., Котенко В.А. Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	133

---

---

<b>D 347 ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ</b> <b>Валеева И.К.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	<b>134</b>
<b>D 348 ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-ТИТАН С ДОБАВКОЙ КАРБИДА БОРА</b> <b>Деревянко А.В., Гончарук Д.А., Райченко А.И., Баглюк Г.А., Истомина Т.И., Пятачук С.Г.</b> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	<b>135</b>
<b>D 349 ВЛИЯНИЕ La, Ce, Pr НА ЭНЕРГЕТИКУ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Ni</b> <b>Романова Л.А., Кудин В.Г.<sup>(1)</sup>, Суботенко П.Н., Шевченко М.А., Судавцова В.С.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина	<b>136</b>
<b><i>СЕКЦИЯ Е. ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ АЭРОКОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.</i></b>	<b>137–140</b>
<b>E 68 ИССЛЕДОВАНИЕ АБЛЯЦИИ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ</b> <b>Чупрасов В.В., Третьяк М.С., Станкевич Ю.А., Клишин А.Ф.<sup>(1)</sup></b> Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, Минск, Беларусь <sup>(1)</sup> НПО им. С.А. Лавочкина, Химк, Россия	<b>139</b>
<b>E 341 МЕТОДЫ АТТЕСТАЦИИ ТЕПЛОВОЙ ЗАЩИТЫ ГИПЕРЗВУКОВЫХ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ</b> <b>Удовик О.А., Фролов Г.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев	<b>140</b>

---

---

**СЕКЦИЯ F. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ  
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ В  
НАТУРНЫХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.**

141–146

**F 61 ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ  
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЛЕНОК ПОЛИИМИДА КАРТОН-Н В  
ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4,2-300 К**

**Абраимов В.В., Лотоцкая В.А., Зарицкий И.П., Сальтевский Г.И.**

Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,  
Харьков, Украина

143

**F 63 ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПКМ. КРИТЕРИЙ  
АДАПТИВНОЙ ОЦЕНКИ ОПАСНЫХ ЗОН ПОВЕРХНОСТИ**

**Деревянко И.И., Самусенко А.А.<sup>(1)</sup>**

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара, Днепропетровск,  
Украина

<sup>(1)</sup>Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное» им. М.К.  
Янгеля», Днепропетровск, Украина

144

**F 317 ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ  
КЕРАМИКИ СОСТАВОВ  $Ti(Al, Nb)N$ ,  $Ti(Al, Ta)N$ ,  $Ti(Al, W)N$  ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ  
КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

**Людвинская Т.А., Григорьев О.Н., Панашенко В.М., Нешшпор И.П.**

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев

145

**F 332 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ТБХН40 И СПЛАВА ВТ-3 ПРИ  
ИСПЫТАНИЯХ В УСЛОВИЯХ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ**

**Пугачевская Е.П., Чупров С.С., Хомко Т.В.**

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев

146

<b>СЕКЦИЯ G. ВОЗМОЖНОСТИ И СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ, ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫХ, ОБЛИЦОВОЧНЫХ И ДРУГИХ МАТЕРИАЛОВ.</b>	<b>147–163</b>
<b>G 15 УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ В КОМПОЗИЦИЯХ ДЛЯ ЗАЩИТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</b> <b><u>Цыбуля С.Д.</u>, Старчак В.Г.<sup>(1)</sup>, Иваненко К.Н.</b> Черниговский национальный технологический университет, Чернигов, Украина <sup>(1)</sup> Черниговский национальный педагогический университет, Чернигов, Украина	<b>149</b>
<b>G 19 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА В КАЧЕСТВЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> <b>Рудь В.Д., Божко Т.Е., Гальчук Т.Н.</b> Луцкий национальный технический университет, Луцк, Украина	<b>150</b>
<b>G 20 ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАМОВЫХ ОТХОДОВ ПОДШИПНИКОВОГО ПРОИЗВОДСТВА И МАТЕРИАЛЫ НА ИХ ОСНОВЕ</b> <b>Гальчук Т.Н., <u>Рудь В.Д.</u></b> Луцкий национальный технический университет, Луцк, Украина	<b>151</b>
<b>G 21 ИДЕНТИФИКАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ВОДОПОДГОТОВКОЙ</b> <b>Лившиц М.Ю.</b> Самарский государственный технический университет, Самара, Россия	<b>152</b>
<b>G 30 УПРАВЛЕНИЕ РАДИОАКТИВНЫМИ ОТХОДАМИ В ГРУЗИИ</b> <b>Набахтиани Г.Н., <u>Чхартишвили Л.С.</u>, Гигинейшвили А.В., Горгадзе К.М.</b> Грузинский технический университет, Тбилиси, Грузия	<b>153</b>
<b>G 32 К ВОПРОСУ О БИОЭКСТРАКЦИИ МАРГАНЦА ИЗ ФЕРРОСПЛАВНЫХ ШЛАКОВ И ШЛАМОВ ИХ СЕПАРАЦИИ</b> <b><u>Сахвадзе Д.В.</u>, Джандиери Г.В., Рапава А.В.</b> Институт металлургии и материаловедения им. Фердинанда Тавадзе, Тбилиси, Грузия	<b>154</b>
<b>G 35 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЗОЛЫ ТЭЦ В КАЧЕСТВЕ КАТАЛИЗАТОРА НА ПРОЦЕСС ОКИСЛЕНИЯ</b> <b>Емельянова В.С., Мылтыкбаева Ж.К., Мухитова Д.Ж.</b> ДГП НИИ Новых химических технологий и материалов РГП КазНУ им. аль-Фараби МОН РК, Алматы, Казахстан	<b>155</b>
<b>G 39 НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УТИЛИЗАЦИИ НЕФТЯНЫХ ОТХОДОВ</b> <b><u>Журавский Г.И.</u>, Градов А.С.<sup>(1)</sup>, Сусеков Е.С.<sup>(1)</sup>, Мартинов О.Г., Шаранда Н.С.</b> Институт тепло– и массообмена им. А.В.Лыкова НАН Беларуси, Минск, Беларусь <sup>(1)</sup> Закрытое акционерное общество “НПО Инноватех”, Санкт-Петербург, Россия	<b>156</b>
<b>G 56 ИЗВЛЕЧЕНИЕ ПЛАТИНОВЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ АФФИНАЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА</b> <b><u>Дубинина И.А.</u>,<sup>(1, 2)</sup> <u>Исакова В.Г.</u>,<sup>(3)</sup> <u>Чурилов Г.Н.</u><sup>(1, 2, 3)</sup></b> <sup>(1)</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения РАН, Красноярск, Россия <sup>(2)</sup> Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия <sup>(3)</sup> Красноярский государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева, Красноярск, Россия	<b>157</b>

<b>G 72 МНОГОКАНАЛЬНАЯ ЭКСТРУЗИЯ МАГНИЕВОЙ СТРУЖКИ</b> <b>Сынков Ю.С., Сынков А.С., Кулагин Р.Ю., Бейгельзимер Я.Е.</b> Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина	<b>158</b>
<b>G 76 ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОЙ СМАЗКИ В МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ СИЛУМИНА</b> <b>НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНТАКТНЫХ ПАР</b> <b>ПОЛИГРАФИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ</b> <b>РоикТ.А., Киричок П.А., Гавриш А.П., Вицюк Ю.Ю., Дорфман И.Е.</b> Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт", Киев, Украина	<b>159</b>
<b>G 305 ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ВОДОПАРОВОЕ ОКИСЛЕНИЕ ОТХОДОВ</b> <b>ВОЛЬФРАМА ПРИ КОНЦЕНТРИРОВАННОМ ЛУЧИСТОМ НАГРЕВЕ</b> <b>Пасичный В.В., Рогозинский А.А., Рогозинская А.А., Зенков В.С., Остапенко С.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев	<b>160</b>
<b>G 306 ОБ УТИЛИЗАЦИИ ОТХОДОВ ВОЛЬФРАМА С ПРИМЕНЕНИЕМ</b> <b>МЕТАЛЛОПАРОВОГО ОКИСЛИТЕЛЬНОГО ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА</b> <b>Зенков В.С., Пасичный В.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев	<b>161</b>
<b>G 327 ГИДРОТЕРМАЛЬНО ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫЙ ОБЛИЦОВОЧНЫЙ</b> <b>МАТЕРИАЛ ИЗ ОТХОДОВ УСТРИЧНЫХ РАКОВИН</b> <b>Кораблев Д.С., Копань А.Р.<sup>(1)</sup>, Кораблева И.Р., Ишида Х., Иоку К., Кораблев С.Ф.<sup>(1)</sup></b> Тохоку Университет, Сендай, Япония <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев	<b>162</b>
<b>G 334 ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В РАСТВОРАХ</b> <b>ФОСФОРНОЙ КИСЛОТЫ</b> <b>Габ А.И.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б., Куровский В.Я.<sup>(2)</sup>, Сушинский Н.М., Малышев В.В.</b> Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина <sup>(2)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>163</b>
<b>СЕКЦИЯ Н. ТРАНСФЕР ТЕХНОЛОГИЙ – КАТАЛИЗАТОР</b> <b>ИННОВАЦИОННОГО РАЗВИТИЯ ОБЩЕСТВА.</b>	<b>165–167</b>
<b>Н 311 КОМЕРЦИАЛИЗАЦИЯ ОБЪЕКТОВ ПРАВА ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ</b> <b>СОБСТВЕННОСТИ И ТРАНСФЕР ТЕХНОЛОГИЙ В ОБЛАСТИ</b> <b>МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ В НАН УКРАЇНИ</b> <b>Косско Т.Г.</b> Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев	<b>167</b>
<b>АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ</b>	<b>169</b>

***ПЛЕНАРНОЕ  
ЗАСЕДАНИЕ***



## СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ СВЕРХТУГОПЛАВКИХ КЕРАМИК ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Шейндлин М.А.

Объединенный институт высоких температур РАН,  
ул. Ижорская, 13/19, Москва, 125412, Россия, [sheindlin@yandex.ru](mailto:sheindlin@yandex.ru)

Важнейшим вопросом при создании новых сверхтугоплавких материалов является их поведение при предельно высоких температурах. В связи с тем, что температуры плавления тугоплавких карбидов и диборидов – одними из наиболее перспективных материалов для высокотемпературных применений – лежат в области около 4000 К, исследование их свойств, вплоть до предельных температур, представляется весьма актуальным.

В некоторых случаях, ответа нет даже на главный вопрос: каковы их температуры плавления? Для того чтобы точно ответить на последний вопрос необходимо получить точные данные по параметрам как фазовых диаграмм Me-C и Me-B<sub>2</sub> так и диаграммам некоторых смешанных систем.

Настоящее сообщение представляет собой обзор новых оригинальных методов исследования высокотемпературных свойств материалов недавно разработанных в Объединенном институте высоких температур РАН.

Задачи этих работ связаны с поиском способов существенного расширения диапазона температур и давлений, по сравнению с так называемой традиционной теплофизикой, в область температур плавления наиболее тугоплавких материалов, таких как графит, карбиды, дибориды и некоторые сверхтугоплавкие оксиды.

Используются два метода нагрева до столь высоких температур: различные способы лазерного нагрева, осуществляемого, при необходимости, и при высоком статическом газовом давлении и так называемый «взрыв проволоочки». Показано, что свойства

сверхтугоплавких керамик и графита могут быть измерены с точностью, сравнимой с методами традиционной теплофизики.

Лазерный нагрев применяется для измерений различных свойств как неметаллических так и металлоподобных веществ в конденсированном состоянии а также для изучения испарения до, примерно, 4200 К. Что касается метода «взрыва проволоочки» то здесь основная область применения – это изучение термодинамических свойств электропроводных материалов как в предплавлении так и в области существенно превышающей температуру плавления.

Важный аспект обсуждаемого направления исследований - современные методы высокоскоростной оптической диагностики и, в особенности, это полихроматическая оптическая пирометрия. Этот вопрос детально обсуждается и, в частности, представлен ряд высокоскоростных пирометров.

Представлены экспериментальные результаты по параметрам кривых солидуса и ликвидуса в системах Zr-C и Ta-C а так же данные по излучательной способности жидкой и твердой фаз вблизи температуры плавления. Возможности современных методов исследования теплопроводности вплоть до экстремально высоких температур иллюстрируются полученными экспериментальными данными для графита марки РОСО и ZrC<sub>x</sub> (для различных параметров стехиометрии x).

Также приведены некоторые результаты по поведению ряда тугоплавких оксидов в окрестности их точек плавления.

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ (КОСМИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ) НА МАТЕРИАЛЫ

**Ерицян Г.Н., Арутюнян В.В., Саакян А.А., Григорян Н.Е.,  
Ахвердян Э.А., Акопян Н.А., Саакян В.А.<sup>(1)</sup>**

Национальная Научная Лаборатория им. А.Алиханяна (Ереванский Физический институт),  
ул. Братьев Алиханян, 2, Ереван, 0036, Армения, [grant@yerphi.am](mailto:grant@yerphi.am)

<sup>(1)</sup>Национальный Институт метрологии РА,  
пр. Комитаса, 49/2, Ереван, 0051, Армения, [metrology@metrology.am](mailto:metrology@metrology.am)

Космические технологии оказывают все большее влияние на различные сферы жизнедеятельности человека. В настоящее время уже невозможно представить себе современное телевидение, системы связи, системы мониторинга окружающей среды или прогноз погоды без использования космических аппаратов (КА), снабженных различной радиоэлектронной аппаратурой (РЭА). Известно, что современная РЭА, особенно система питания КА, в основном состоит из кремниевых структур благодаря их компактности, простоте изготовления и дешевизны. Поэтому радиационная стойкость РЭА представляет собой важную научно-техническую задачу и, в настоящее время, от ее решения зависит надежность действия космических аппаратов и других РЭА, функционирующих в экстремальных физических условиях. При этом, необходимо учитывать, что в космической среде много факторов, которые действуют одновременно и трудно, даже теоретически оценить их совместное воздействие на РЭА или материалы КА. В Ереванском Физическом институте разработана и изготовлена Установка с вакуумной камерой, которая моделирует некоторые факторы космической среды: электронное и ультрафиолетовое облучение, вакуум и температура.

Особенностью данной установки является возможность осуществления комплексного одновременного воздействия указанных факторов на образцы и прямого измерения их свойств под облучением, что

позволяет обеспечивать условия, близкие к натурным.

В камере были испытаны монокристаллы кремния и получены результаты, представляющие практический и научный интерес. В частности, показано, что в процессе облучения электропроводность кремния намного больше, чем после прекращения облучения, кроме того одновременное действие указанных факторов существенно отличается от их отдельного влияния.

Общий вид установки показан на фото внизу



### Литература

1. C. Leroy, P.-G. Rancoita, Reports on Progress in Physics, 70, 4, 493 (2007) doi:10.1088/0034-4885/70/4/R01.
2. Barabanenkov, M.Yu. ; Leonov, A.V. ; Mordkovich, V.N. ; Omel'yanovskaya, N.M., Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov, 1999, v. 33, pp. 537-541 (in Russian).

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМБИНИРОВАННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

**Дмитрик В.В., Лучка Н.В.<sup>(1)</sup>**

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
ул. Фрунзе, 21, Харьков, 61002, Украина, [svarka126@ukr.net](mailto:svarka126@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Харьковоблэнерго,

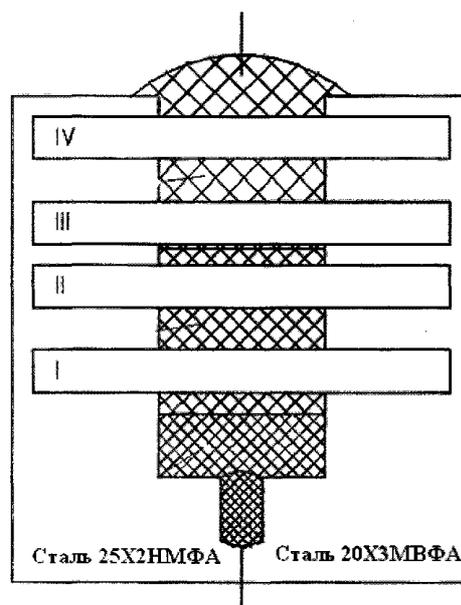
просп. Гагарина, 38/62, Харьков, 61140, Украина, [svarka126@ukr.net](mailto:svarka126@ukr.net)

Повышение эксплуатационных характеристик ротора паровой турбины мощностью 325 Мвт, работающего в условиях низко и высокотемпературных режимов, обусловило необходимость разработки сварочной технологии изготовления ротора как комбинированного из сталей 20Х3МВФА и 25Х2НМФА, без внесения изменений в его конструкцию. Повышение характеристик вызвано необходимостью повысить надежность и увеличить ресурс эксплуатации ротора.

В процессе эксплуатации на ротор ЦНД действуют центробежные и осевые силы, а также крутящий и изгибающий моменты. Под действием центробежных сил образуется прогиб ротора и его вибрация. Увеличение интенсивности повреждаемости сварного соединения ротора, при наличии его структурной, химической и механической неоднородности, могут вызывать браковочные структуры, образование которых обусловлено сварочным нагревом, а также используемыми материалами.

Целесообразно изучить особенности исходной структуры сварного соединения комбинированного ротора для уточнения ее связи с повреждаемостью усталостными трещинами.

Сваривали образец-свидетель комбинированного ротора из сталей 25Х2НМФА (ТУ 108-995-81, ТУ-108.1082-82) и 20Х3МВФА (ТУ 108-995-81, ТУ 108.1029-81), рис.1. Непосредственно, после окончания сварки, соединения подвергали высокому отпуску (630 °С, 40ч), а затем из сварного соединения вырезали темплеты (образцы), рис.1., для изучения структуры, химсостава и свойств.



**Рис. 1. Схема вырезки образцов комбинированного соединения. I- IV – нумерация образцов для изучения структуры и свойств.**

Структура металла шва, (рис.1, образец II), представляла сорбит с наличием зон перлита, который выявляется в виде темной сетки по границам бывших аустенитных зерен. Локально зерна перлита пронизаны тонкими ферритными пластинками, что позволяет считать такую структуру как близкую к видманштеттовой. Приведенная структура характеризуется более низкими свойствами, чем структуры сталей 20Х3МВФА и 25Х2НМФА. Замеры микротвердости подтвердили наличие в образце рассмотренных структур.



**СЕКЦИЯ А. ПРИНЦИПЫ  
КОНСТРУИРОВАНИЯ  
МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ  
ДЛЯ РАБОТЫ В  
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ  
УСЛОВИЯХ.**



## ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ КОНСТРУКЦИИ МНОГОРАЗОВЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

**Гусарова И.А., Тихий В.Г., Потапов А.М., Шевцов Е.И.,  
Гусев В.В., Фролов Г.А.<sup>(1)</sup>, Манько Т.А.<sup>(2)</sup>**

Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное»,  
ул. Криворожская, 3, г. Днепропетровск, 49008, Украина, [info@yuzhnoye.com](mailto:info@yuzhnoye.com)

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения НАН Украины им. И.Н.Францевича,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, [g\\_frolov@ukr.net](mailto:g_frolov@ukr.net)

<sup>(2)</sup>Днепропетровский национальный университет им. Олеся Гончара,  
ул. Научная, 1, Днепропетровск, 49010, Украина, [cdep@dnu.dp.ua](mailto:cdep@dnu.dp.ua)

Еще пионеры космонавтики К.Э. Циолковский, Ф.А. Цандер, Г. Оберт создавали наряду с проектами баллистических ракет, космические ракеты с огромными стабилизаторами, весьма похожими на крылья. Подъемная сила крыла при спуске с орбиты позволяет повысить маневренность летательного аппарата (ЛА) и точность его посадки, и существенно снизить тепловые и механические нагрузки на конструкцию, что обеспечивает многократное использование космической техники.

Разработка многоразовых крылатых ЛА все время велась параллельно с созданием баллистических ракет. Двум реальным проектам баллистических ракет – американскому «Меркурию» и советскому «Востоку» – противостояли десятки предложений крылатых ЛА (Dyna-Soar и X-15 в США, сателлоиды В.М. Мясищева и ракетопланы В.Н. Чаломея в СССР). Однако до настоящего времени освоения космоса ведется в основном с использованием одноразовых баллистических ракет, что обуславливает высокую стоимость каждого пуска. Трудности создания крылатого многоразового ЛА вызваны тем, что при движении в атмосфере с гиперзвуковыми скоростями его поверхность нагревается до температур свыше 1500<sup>0</sup>С, причем нагрев сочетается с высокими механическими нагрузками, что требует применения специальных жаропрочных сплавов и теплозащитных покрытий.

Возвращаемые космические корабли-самолеты СПЕЙС ШАТТЛ и БУРАН были оснащены теплозащитными плитками на основе кварцевых волокон, неразъемно связанными с корпусом летательного аппарата (ЛА). Основным недостатком таких кварцевых керамических плиток является продолжительность и высокая стоимость наземного обслуживания и проведения ремонтных работ, что значительно понижает экономическую эффективность использования таких многоразовых ЛА. На смену идее теплозащиты, неразъемно-связанной с поверхностью планера, приходит

концепция съемных многослойных теплозащитных плиточных конструкций [1].

Конструкция отдельной теплозащитной плитки такой теплозащитной конструкции будет определяться выбором конструкционных материалов наружного слоя, воспринимающего внешние нагрузки. В качестве высокотемпературного, жаростойкого материала наружного слоя могут использоваться углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ), жаростойкие металлические сплавы и конструкционная керамика.

В данной работе проведена расчетно-теоретическая оценка прочностных свойств теплозащитных конструкций возвращаемых КА с корпусами из различных жаростойких материалов. Рассмотрены теплозащитные конструкции с наружным силовым элементом листового типа, с трехслойным силовым элементом с гофрированным наполнителем и с трехслойным силовым элементом с сотовым наполнителем. Анализ проводился на основе расчетов на прочность и устойчивость и модального анализа, выполненных с помощью пакета программ MSC.Nastran для соответствующих конечных элементов моделей вариантов корпуса. В результате расчетов определены размеры силовых элементов теплозащитной конструкции (ТЗК) из различных типов жаростойких материалов, которые удовлетворяют требованиям прочности, устойчивости и стойкости к флаттеру, минимальные запасы прочности (или устойчивости) и частоты 1-го тона собственных колебаний при температурах корпуса 20<sup>0</sup>С и 1100<sup>0</sup>С, массы каждой ТЗК. Лучшими массовыми характеристиками обладают теплозащитные конструкции с корпусами из УУКМ и металлическими корпусами с трехслойным силовым элементом с сотовым наполнителем.

[1]. Гофин М.Я. Жаростойкие и теплозащитные конструкции многоразовых аэрокосмических аппаратов / М.Я. Гофин - Москва, 2003 г.

## ПРИМЕНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Бобырь С.В., Левченко Г.В., Нефедьева Е.Е., Плюта В.Л.**

Институт черной металлургии НАН Украины им. З.И. Некрасова,  
пл. ак. Стародубова, 1, Днепропетровск, 49050, Украина, [office.isi@nas.gov.ua](mailto:office.isi@nas.gov.ua)

Инструмент горячей деформации, работающий при повышенных температурах в условиях переменного многократного нагрева и охлаждения рабочего слоя, динамических нагрузок, часто выходит из строя из-за образования и развития термических трещин. С целью повышения долговечности инструмента, испытывающего воздействие тепловых циклических нагрузок, стали для его изготовления должны обладать высокой теплостойкостью, твердостью, достаточной вязкостью и устойчивостью против разгара [1].

Обычно для изготовления инструмента горячей деформации применяются легированные стали типа 25X2M1Ф, 4XB2C, 4X5B2ФC, 5XHM, 6XBГ и т.п. [2]. Однако использование в производственных условиях таких сталей не позволило обеспечить высокую стойкость инструмента горячей деформации. Гораздо более высокую стойкость в условиях горячей деформации с последующим интенсивным охлаждением имеют хромистые стали с пониженным содержанием углерода и микролегированные такими элементами, как ванадий и титан.

Установлено, что твердость сталей в литом состоянии коррелирует с параметром плотности дендритной структуры. Сталь 15X5M, микролегированная титаном, имеет высокую плотность дендритной структуры и твердость больше, чем у стали 25X2M1Ф.

На базе данной системы микролегирования предложена новая марка стали для инструмента горячей деформации – 12X5MA. В отличие от базовой стали 15X5M, эта сталь допускает повышенное содержание таких элементов, как ванадий и титан и более широкие пределы легирования по хром. На основе стали 15X5M, микролегированной ванадием, разработана сталь с повышенным содержанием углерода и ванадия, названная 17X5MA. Увеличение содержания углерода и ванадия в составе этой стали способствует повышению ее

жаропрочности по сравнению со сталью 12X5MA, при некотором снижении термостойкости.

Стали разработанного состава были опробованы на ПАО «Интерпайп НТЗ» для изготовления инструмента горячей деформации – головок пресспуансона пресса 2000 тн. и оправок пресса 10000 тн. Установлено, что для изготовления оправок пресса 10 000 тн. более пригодной является сталь 12X5MA, имеющая наибольшую стойкость в условиях термоциклирования с интенсивным охлаждением водой и умеренных силовых нагрузках. Для изготовления головок пресспуансона пресса 2000 тн., лучшие показатели имеет сталь 17X5MA, являющаяся более жаропрочной.

Выявлено, что инструмент горячей деформации из опытных сталей имеет свойства не ниже свойств инструмента, изготовленного из базовой стали 25X2M1Ф (таблица 1). Стойкость инструмента горячей деформации определена на головках пресспуансона пресса 2000 тн.

Таблица 1

Сталь	Предел текучести, МПа	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	Стойкость, шт.
25X2M1Ф	960	25	443
12X5MA	1100	81	589
17X5MA	1210	65	730

Стойкость инструмента горячей деформации из стали 17X5MA превышала стойкость инструмента из стали 25X2M1Ф на 65 %.

Режимы термической обработки предложенных сталей будут разработаны на следующих этапах работы.

### Литература

1. Тылкин М.А., Васильев Д.И., Рогалев А.М. и др. Штампы для горячего деформирования металлов. – М.: Высшая школа, 1977. – 496с.  
Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с

## КОМПЬЮТЕРНЫЙ СИНТЕЗ ПРОЦЕССОВ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ / ПОКРЫТИЙ ТРЕБУЕМОГО КАЧЕСТВА

**Лактюшина Т.В., Лактюшин А.Н., Жилинский О.В.**<sup>(1)</sup>

Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси

ул. П.Бровки, 15, Минск, 220072, Беларусь, [shural25@mail.ru](mailto:shural25@mail.ru)

<sup>(1)</sup>ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,

ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Беларусь, [bats@ncpmm.bas-net.by](mailto:bats@ncpmm.bas-net.by)

Качество процессов производства современных материалов различного назначения обычно оценивается набором, объединяющим две группы характеристик. В одну из них входят свойства создаваемого материала, а в другую – различные показатели процесса его производства, важное место среди которых занимает воспроизводимость свойств. Посредством изменения режимов проведения процесса (времени, температуры, давления и др.), а также концентраций компонентов сырья в принципе возможно одновременно управлять всем набором показателей качества. Однако этот процесс осложнен наличием внутрисистемных нелинейных связей, взаимозависимостью и противоречивостью характеристик, уровень которых определяется не только значениями параметров, но и сочетаниями этих значений. К тому случайные изменения значений входных параметров под воздействием внутренних и внешних дестабилизирующих факторов порождают случайность показателей процесса и свойств материала. Таковы реалии, которые в полной мере учитываются при разработке объектов материаловедческих направлений с применением **методологии, методов и программного обеспечения компьютерного комплекса управления качеством** [1]. К числу наиболее значимых методов можно отнести: метод многомерного компьютерного синтеза, применяемый для решения обратных однокритериальных и многокритериальных задач, метод компьютерного выбора технически оптимального варианта, метод выделения областей устойчивого качества в виртуальном пространстве входных параметров и метод визуализации результатов в виде диаграмм характеристик процесса и материала. Эффективное манипулирование виртуальным процессом производства материала осуществляется компьютерными технологиями на математических моделях, формируемых чаще всего из регрессионных уравнений. В

качестве подмоделей могут применяться и теоретические уравнения.

Исследование коллективного влияния входных параметров на показатели процесса и свойства материала, выполняемое процедурой синтеза, предоставляет разработчику практически исчерпывающую информацию о возможных вариантах (состояниях) объекта, путях эволюции этих состояний и бифуркационных границах переходов между качественно различными состояниями. На основе этой информации решается задача выделения в виртуальном пространстве входных параметров областей требуемого качества. Возможность получения материала/покрытия с заданными свойствами и требуемым уровнем их воспроизводимости определяется объемом и конфигурацией этих областей. Любая точка внутри области представляет один из возможных вариантов с требуемым качеством. Общего закона, формирующего эту структуру, не существует, но имеется метод ее формирования для каждого конкретного объекта. На множестве областей устойчивости выбирается технически оптимальный вариант процесса, который обеспечивает и требуемое качество, и необходимый уровень воспроизводимости этого качества при производственной реализации [2].

1. Витязь П.А., Жилинский О.В., Лактюшина Т.В., Марочкина С.И. Применение инновации онной системы управления качеством при исследовании и проектировании технологических систем с учетом внутрисистемных синергетических связей. // 6-я Междунар. конф. «Инф. технологии в промышленности»: Минск: ОИПИ НАН Беларуси, 2010.- С.20-21.

2. Витязь П.А., Жилинский О.В., Лактюшина Т.В. Компьютерная методология выбора технически оптимального варианта в многокритериальных задачах проектирования материалов. Физическая мезомеханика. – Т. 7. Спец. выпуск Ч. 1. – 2004.- С. 3–11.

## ОДНОКОМПОНЕНТНЫЕ ВОЛОКНИСТЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ – СОЧЕТАНИЕ МАКСИМАЛЬНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОВТОРНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ПОДОБНОЕ БИОЛОГИЧЕСКИМ МАТЕРИАЛАМ

**Боровик А.В., Боровик Д.В.<sup>(1)</sup>**

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины  
ул. Тимирязевская 2, Киев-014, Украина, 01014

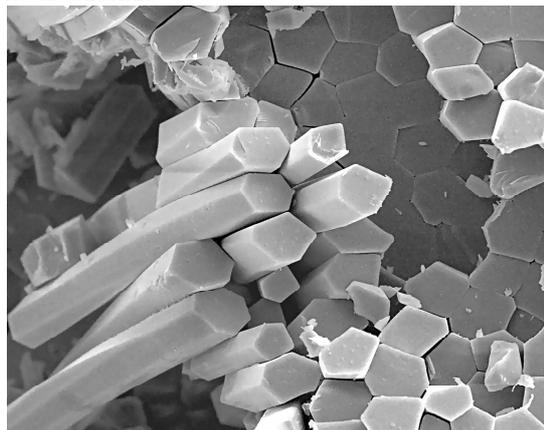
<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, [v\\_borovik@inbox.ru](mailto:v_borovik@inbox.ru)

Конструкционные материалы биологического происхождения являются наилучшими для условий, в которых существуют организмы. Главным признаком этих материалов, который обеспечивает максимальное сопротивление разрушению, является наличие у них механизмов неупругого сдвига только в направлении максимальных нормальных напряжений, действующих в конструктивном элементе до начала разрушения. В биологических материалах этот признак обеспечивается однонаправленной слоистой и волокнистой структурой материала с низким напряжением неупругого сдвига между несущими элементами структуры. Искусственные однокомпонентные конструкционные материалы с волокнистой структурой, такие как SiC-керамика SA-Туапоhex [1], однополимерные композиты [2], базальтовая керамика [3] (рис. 1), подобны биологическим конструкционным материалам. Однокомпонентные материалы получают горячим прессованием пучка волокон (проволоки) при их (ее) пластическом деформировании. Они обладают наивысшим потенциалом механических свойств, благодаря, практически, 100% объемному содержанию несущих элементов.

Сегодня однокомпонентные конструкционные материалы с волокнистой структурой наиболее интересны для экстремальных условий применения, в первую очередь, для авиакосмической и другой специальной техники. По мере увеличения объемов производства этих материалов и снижения их стоимости, будут расширяться области их применения. Совершенно очевидно, возникнет проблема их повторной переработки или экологически безопасной утилизации.

Важной особенностью однокомпонентных материалов [2, 3] является возможность эффективной и практически бесконечной их повторной переработки самих в себя. Этим они отличаются от стекло- и углепластиков, а также других волокнистых композитов, которые после

выработки ресурса или преждевременного разрушения, практически, не перерабатываются и засоряют окружающую среду. Таким образом, искусственные однокомпонентные материалы подобны биологическим материалам, которые являются звеньями в цепи бесконечных биогеохимических циклов повторного использования.



Однокомпонентные конструкционные материалы с волокнистой структурой являются новым классом конструкционных материалов. Данная работа посвящена изучению влияния когезионной прочности границ волокон на энергию поглощаемую материалом на начальной стадии разрушения.

1. *Ishikawa T., Kajii S., Matsunaga K., Hogami T., Kohtoku Y., Nagasawa T.* A tough, thermally conductive silicon carbide composite with high strength up to 1600°C in air // *Science* – 1998. – **282**, No. 5392, – P. 1295–1297.

2. *Matabola K.P., De Vries A.R., Moolman F.S., Luyt A.S.* Single polymer composites: a review // *J. Mater. Sci.* – 2009. – **44**, P. 6213–6222.

3. *Боровик В.Г., Григорьев О.Н., Субботин В.Н.* Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой // *Порошковая металлургия*. – 2012. – No 1/2, – С. 65–74.

## О ПЕРСПЕКТИВНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Zr-Nb-Cr ДЛЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

**Фирстов С.А., Кузнецова Т.Л., Бродниковский Н.П., Орышич И.В., Крапивко Н.А.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул.Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

Создание циркониевых сплавов с высокой жаропрочностью и жаро-коррозионной стойкостью представляет особый интерес в связи с развитием нового поколения ядерных реакторов с перегретым паром, в которых температура оболочки может достигать 550 °С. Промышленные сплавы, легированные в основном оловом и ниобием, не могут быть использованы в реакторах с перегретым паром из-за низких антикоррозионных и механических свойств при температуре перегретого пара (>500 °С).

Проведены исследования по разработке сплава системы Zr-Nb-Cr повышенной жаропрочности и жаростойкости за счет оптимального легирования сплава Zr-Nb хромом с целью возможности использования его при рабочих температурах 500–600 °С.

Исследования показали, что введение в состав сплава Zr-Nb хрома в количестве 0,9–1,1% (мас.) (состава приближенного к эвтектоидному для системы сплавов Zr-Cr) придало новому сплаву свойства, которыми не владеют известные циркониевые сплавы, а именно:

- более высокие характеристики прочности (за счет упрочнения  $\alpha$ Zr-фазы сплава равномерно распределенными мелкодисперсными интерметаллическими частицами ZrCr<sub>2</sub>) при сохранении достаточной пластичности (за счет оптимального эвтектоидного состава сплава системы Zr-Cr, соотношения дисперсной литой структуры и ее морфологии – «корзинчатой» структуры);

- технологичность и жаро-коррозионную стойкость (за счет узкого интервала кристаллизации и фазового превращения сплава, а также за счет дисперсности и «корзинчатой» микроструктуры сплава);

- стабильный фазовый состав в интервале рабочих температур, что обеспечивает высокую технологичность, в том числе, сварных соединений, и равномерность поглощения потока радиационного излучения всей поверхностью конструкции.

Введение в сплав иттрия в количестве 0,1–0,2% связано с очисткой твердого раствора циркония от вредных примесей и с образованием барьерного слоя Y<sub>2</sub>ZrO<sub>5</sub>, предотвращающего окисление сплава при термических выдержках в интервалах температур 550–800 °С.

Сравнительные результаты исследований нового сплава и промышленных сплавов Э110 и Э635, отлитых по одной технологии показали, что новый сплав отличается более высокой микротвердостью (в 1,3–1,5 раза), прочностью при температурах 500 °С (в 1,3 раза) при достаточно высоком уровне пластичности.

Жаростойкость перспективного сплава при температуре 500 °С за 50 ч по абсолютной величине уровня привеса превышает жаростойкость промышленного сплава Э635 в 1,5–2 раза и даже несколько превышает жаростойкость сплава Э110. При этом, как показали металлографические исследования окалины, в сплавах Э110 (Э635) при температуре 500 °С за 10–50 ч образуется хрупкая окалина от 100 до 140 мкм из оксидов Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, ZrO<sub>2</sub>, а у нового сплава образуется плотная окалина 10–15 мкм из оксидов Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и ZrO<sub>2</sub>.

Металлографические исследования морфологии литой структуры нового сплава подтвердили, что повышению как характеристик прочности, пластичности так и характеристик жаростойкости предлагаемого сплава способствует формирование в литом состоянии «корзинчатой» структуры  $\alpha$ -фазы, упрочненной мелкодисперсными частичками интерметаллида хрома при эвтектоидном превращении  $\beta$ -фазы. При этом, равномерное распределение мелкодисперсных выделений высокопрочных и термодинамически стойких интерметаллидов ZrCr<sub>2</sub>, в отличие от разного размера, морфологии и неравномерности расположения частиц интерметаллидов в матрице сплава Э635, способствует также повышению сопротивлению радиационному росту и уменьшению ползучести предлагаемого сплава.

**СЕКЦИЯ В. НАУЧНЫЕ  
ОСНОВЫ И КОМПЬЮТЕРНОЕ  
МОДЕЛИРОВАНИЕ  
ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ  
МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ,  
РАБОТАЮЩИХ В  
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ  
УСЛОВИЯХ.**



## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ

Лысов В.И., Цареградская Т.Л., Турков О.В., Саенко Г.В., Каленик А.А.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко,

ул. Владимирская, 64, Киев, 01033, Украина, [tsar\\_grd@ukr.net](mailto:tsar_grd@ukr.net)

Высокотемпературную стабильность аморфных сплавов часто связывают с полным отсутствием в них зародышей кристаллической фазы. Однако многочисленные исследования подтверждают, что даже при сверхбыстрой закалке из жидкой фазы, в аморфных сплавах существуют центры кристаллизации, замороженные в аморфную матрицу. В работе [1] получены термодинамические условия существования замороженных центров кристаллизации в аморфной матрице с учетом дополнительного давления, возникающего за счет упругих напряжений на границе раздела кристаллический зародыш – аморфная матрица. Рассмотрим функцию  $\Delta\mu$ , которая определяет разность химических потенциалов в аморфной ( $\alpha$ ) и кристаллической ( $\beta$ ) фазах, при отклонении системы от состояния термодинамического равновесия:

$$\Delta\mu = -(P_\beta V_\beta - P_\alpha V_\alpha) + \Delta\mu_0,$$

где  $\Delta\mu_0 = \mu_0^\alpha - \mu_0^\beta$ ;  $\mu_0^\alpha, \mu_0^\beta$  – химические потенциалы недеформированных  $\alpha$ -и  $\beta$ -фаз соответственно,  $P_\alpha$  – давление в  $\alpha$ -фазе на границе с поверхностью раздела  $\alpha$ -и  $\beta$ -фаз;  $P_\beta$  – давление в  $\beta$ -фазе,  $V_\alpha, V_\beta$  – молярные объемы  $\alpha$ -и  $\beta$ -фаз соответственно. Если  $\Delta\mu < 0$ , то происходит переход от  $\beta$ - к  $\alpha$ -фазе, то есть стабильные зародыши растворяются в метастабильной  $\alpha$ -фазе. Если  $\Delta\mu > 0$ , то происходит кристаллизация – переход от  $\alpha$ - к  $\beta$ -фазе. Таким образом, при помощи внешних воздействий – например, создания дополнительного давления, можно влиять на функцию  $\Delta\mu$ , и при условии  $\Delta\mu < 0$ , создавать условия, при которой растворяются замороженные центры кристаллизации, и таким образом, повышается термическая стабильность аморфных сплавов. С помощью высокочувствительной дилатометрической методики проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации на температуру начала интенсивной кристаллизации  $T_k$  аморфных сплавов.

На рис. 1 представлены температурные зависимости доли кристаллической фазы, образующейся при нагревании аморфного сплава  $Fe_{80}B_{20}$  до и после обработки давлением.

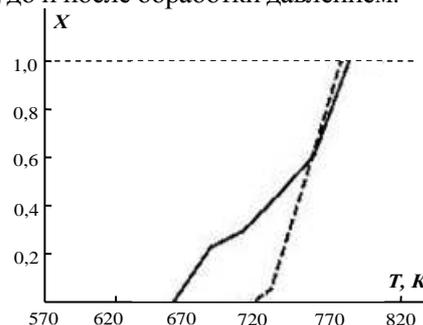


Рис.1. Температурная зависимость доли кристаллической фазы, образующейся при нагревании аморфного сплава  $Fe_{80}B_{20}$  (сплошная кривая – исходный образец, пунктирная кривая – образец после обработки давлением 5 ГПа)

В таблице 1 представлены температуры начала интенсивной кристаллизации для исходных образцов ряда аморфных сплавов, и тех, что подвергались обработке давлением  $P=5$  ГПа.

Таблица 1

Состав аморфного сплава	$T_k$ , К исходный	$T_k^1$ , К после обработки $P=5$ ГПа
$Fe_{80}B_{20}$	650	710
$Fe_{83}B_{17}$	670	710
$Fe_{76}Ni_4Si_6B_{14}$	750	790

Температура начала интенсивной кристаллизации для аморфных сплавов после обработки давлением увеличилась на (40-60) К. Таким образом, экспериментально подтверждено, что внешние воздействия, которые приводят к уменьшению разницы химических потенциалов  $i$ -го компонента в аморфной матрице и замороженном центре кристаллизации приводят к растворению замороженных центров кристаллизации, и как следствие к повышению термической стабильности аморфного сплава.

1.А.П. Шпак, В.І. Лисов, Ю.А. Куницький, Т.Л. Цареградська. Кристалізація і аморфізація металевих систем. Київ: Академперіодика, 2002 – 208 с.

## МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ И СОЗДАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Лысов В.И., Цареградская Т.Л., Турков О.В., Саенко Г.В.  
Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,  
ул. Владимирская, 64, 01033, Киев, Украина, [tsar\\_grd@ukr.net](mailto:tsar_grd@ukr.net)

Расчеты, проведенные в рамках теории высокотемпературной стабильности аморфных сплавов [1] показали, что учет дополнительного давления на поверхности раздела кристаллический зародыш – аморфная фаза приводит к значительному уменьшению величины разности химических потенциалов  $i$ -го компонента в аморфной матрице и замороженном центре кристаллизации  $\Delta\mu_i$  по сравнению с значением  $\Delta\mu_i$  в той области, где отсутствуют упругие напряжения. Вследствие этого, в интервале температур, где значение  $\Delta\mu_i < 0$  возможен переход кристаллических зародышей в аморфную фазу. Ниже определенной температуры возможен лишь медленный рост уже существующих центров кристаллизации. Анализ результатов расчетов, проведенных в рамках теории высокотемпературной стабильности аморфных сплавов, дает два направления ее практического применения. Первое направление – это увеличение термической стабильности аморфных сплавов путем термообработки в том интервале температур, где кристаллические зародыши могут переходить в аморфную фазу (растворяться в аморфной фазе). Второе направление – управляемое наноструктурирование аморфного сплава путем длительного низкотемпературного изотермического отжига в той области температур, где может происходить рост существующих замороженных центров кристаллизации. В качестве примера применения выводов описанной теории, для аморфного сплава  $Fe_{80}B_{20}$  были проведены эксперименты по термообработке с целью повышения термической стабильности сплавов и разработки путей получения сплавов в нанокристаллическом состоянии. С помощью дилатометрической методики были определены температуры начала интенсивной кристаллизации для исходного сплава  $Fe_{80}B_{20}$  и образцов после проведенной термической обработки. Температура начала интенсивной кристаллизации для сплава  $Fe_{80}B_{20}$  составляет 650 К. Были проведены 3 типа термообработки: термоциклирование (3 последовательных цикла нагревания до  $T = 630$  К с

последующим охлаждением до комнатной температуры); изотермический отжиг (при  $T = 600$  К в течение 1 часа); криообработка (нагревание до  $T = 600$  К, отжиг при данной температуре и резкое охлаждение до температуры жидкого азота 77 К с целью стабилизации полученного состояния). Дилатометрические исследования показали, что температура начала интенсивной кристаллизации для аморфного сплава  $Fe_{80}B_{20}$  после термоциклирования увеличивается на 80 К, что можно объяснить тем, что проведенная термообработка приводит к растворению существующих замороженных центров кристаллизации. Проведенные электронно-микроскопические исследования показали, что исходное аморфное состояние характеризуется наличием замороженных центров кристаллизации со средним размером до 20 нм. После термоциклирования при  $T = 630$  К размер кристаллических зародышей уменьшается в среднем до (5-10) нм. В данной области температур значение  $\Delta\mu_i < 0$ , а, следовательно, кристаллические зародыши уменьшаются в размерах и могут растворяться в аморфной фазе. Образцы после изотермического отжига при  $T = 600$  К характеризуются структурой со средним размером нанокристаллов до 50 нм, то есть в данной области температур происходит рост существующих кристаллических зародышей. Таким образом, экспериментально подтверждено, что внешние воздействия, которые приводят к уменьшению разности химических потенциалов  $i$ -го компонента в аморфной матрице и замороженном центре кристаллизации (в области температур, где  $\Delta\mu_i < 0$ ) приводят к растворению замороженных центров, и, как следствие, к повышению термической стабильности аморфного сплава. С помощью длительного низкотемпературного изотермического отжига можно создать наноструктурное состояние и зафиксировать его последующей криообработкой.  
1. А.П. Шпак, В.І. Лисов, Ю.А. Куницький, Т.Л. Цареградська. Кристалізація і аморфізація металевих систем. Київ: Академперіодика, 2002 – 208 с.

## СИСТЕМНОЕ ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ ИССЛЕДОВАНИИ ИЗГИБА НАНОБАЛКИ ИЗ МОЛИБДЕНА

**Мурзин Л.М., Огородников В.В.**<sup>(1)</sup>

Севастопольский национальный технический университет,

ул. Университетская, 33, Севастополь, 299053, [murzin60@rambler.ru](mailto:murzin60@rambler.ru)

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [ogorodnikov@ipms.kiev.ua](mailto:ogorodnikov@ipms.kiev.ua)

В работе исследованы особенности эффектов атомно-структурных перестроек комплекса атомов при деформации изгибом нанобалки в ходе компьютерного моделирования изгиба нанобалки при различных температурах и скоростях деформации.

На основе системного подхода также возможно аналитическое исследование установленных механизмов деформации и разрушения нанокристаллов с позиций механики деформируемого твердого тела, в частности, и физики твердого тела в целом.

Одним из перспективных с точки зрения современной физики твердого тела является моделирование деформации и разрушения нанокристаллов. В этом направлении накоплен значительный объем экспериментальных результатов, в частности, исследованы процессы деформации и разрушения при растяжении нанокристаллов молибдена, хрома,

ниобия [1], при изгибе нанокристаллов молибдена [2] в широком диапазоне температур и скоростей деформации. Сведения об атомно-структурных перестройках представляют собой альбомы фиксированных состояний комплексов атомов нанокристаллов в процессе деформирования, иллюстрирующие различные эффекты деформации и разрушения.

### Список литературы

1. Покропивный В.В. Атомистическое моделирование материалов / В.В. Покропивный, Ю.И. Роговой, В.В. Огородников, А.А. Лисенко - Киев: Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, 2008 - 464 с.
2. Мурзин Л.М. Особенности деформации нанобъектов / Л.М.Мурзин, В.В.Огородников, С.А.Чубов // Вісник УМТ, Вип.№1(4), ІІМ НАНУ Київ, 2011, с.49-56.

## УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА С РАЗРЕЗОМ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ВДОЛЬ СЛОЕВ

Феденко В.И.

Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара,  
просп. Гагарина, 72, Днепропетровск, 49010, Украина, [cdep@mail.dsu.dp.ua](mailto:cdep@mail.dsu.dp.ua)

Слоистые искусственные материалы (композиты) широко применяются в промышленности – строительстве, авто-, авиастроении, химической промышленности и пр. Зачастую они выполняют роль силовых элементов конструкций. Благодаря их физико-механическим свойствам, а также внедрению в промышленность новых технологий создания материалов, спектр применения слоистых материалов стремительно расширяется, значительно опережая научные основы прочности таких материалов.

В работе [1] методами экспериментальной механики изучались законы деформирования четырехслойной композиции, состоящей из чередующих симметричных слоев меди и стеклотекстолита с разрезом в области симметрии. В опытах составленная композиция в виде прямоугольного плоского образца квазистатически нагружалась вдоль разреза до разрушения так, что слои из меди претерпевали упругопластические деформации, а слои из стеклотекстолита деформировались упруго. При достижении заданного усилия образец разгружался.

Одним из основных результатов этих исследований являлся факт возникновения выпучивания слоев композиции в области разреза на этапе нагружения с характерными динамическими эффектами: прощелкивание с последующим колебанием системы. Изучению этого явления и посвящен численный анализ, результаты которого обсуждаются в представленном сообщении.

Для численного анализа использовался пакет Abaqus.caе. Конечно, элементную модель представляет четверть композиции при следующих условиях: модель слоя меди и модель стеклотекстолита объединялась при условии жесткого контакта; один торец был ограничен для перемещений по направлению

растяжения образца, угловые перемещения элементов этой поверхности также равны нулю; на поверхности, которая соединена с соседними слоями равны нулю нормальные перемещения и углы поворотов элементов; к другому торцу прикладывались перемещения и запрещались повороты элементов. Моделировалось жесткое нагружение – деформирование модели осуществлялось заданием перемещения.

Полученные расчетные данные подтверждают результаты экспериментальных исследований – на этапе разгрузки происходит резкое приращение поперечного перемещения, перпендикулярного плоскости разреза. Использование процедуры Riks, встроенную в пакет Abaqus, дает возможность вычислять формы движения исследуемой композиции. Многократный анализ для различных геометрических параметров – толщин слоев и их отношений, величину разреза и отношений длины разреза к ширине слоев дает основания сделать вывод, что исследуемое явление является локальной потерей устойчивости при разгрузке первоначально упругопластического деформирования слоистой среды.

Следует заметить, что проведенный анализ выполнен в рамках нелинейной геометрии и, естественно, нелинейной физики – в расчет были заложены диаграммы упругопластического деформирования меди. Использовалась теория пластического течения с изотропным упрочнением.

Феденко В.И. Неупругая деформация многослойного материала при растяжении вдоль его слоев // Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій. Вип. 17: Збірник наукових праць. Дніпропетровський національний університет. Дніпропетровськ, 2011.– С. 254-260.

## ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННОГО ТЕПЛООБМЕНА НА ТЕПЛОВОЕ СОСТОЯНИЕ КАМЕРЫ ПЕЧИ ОБЖИГА ЭЛЕКТРОДНЫХ ИЗДЕЛИЙ

**Пулинец И.В., Карвацкий А.Я., Лелека С.В., Лазарев Т.В.**

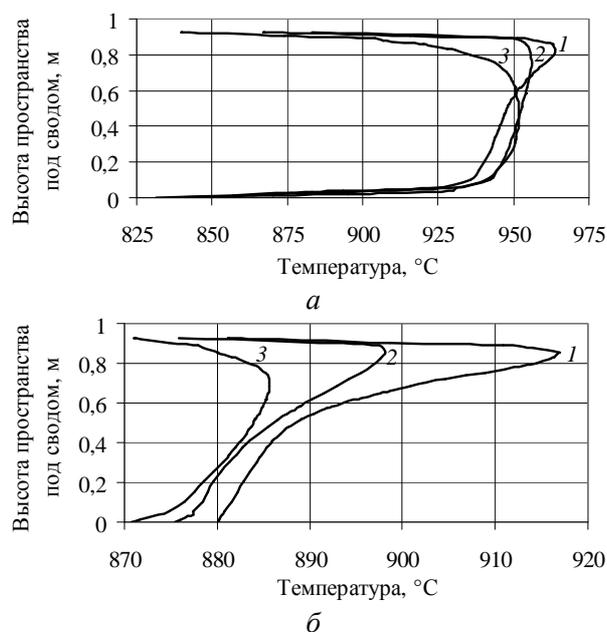
НИЦ «Ресурсосберегающие технологии»

пр. Победы, 37, Киев, 03056, Украина, [admin@rst.kiev.ua](mailto:admin@rst.kiev.ua)

Теплообмен излучением играет определяющую роль в высокотемпературных агрегатах, в которых основное количество теплоты передается объектам нагрева путем излучения. Его роль заметно возрастает по мере повышения температуры и других рабочих параметров тел и сред [1].

Как показывают данные [2], для печей обжига электродной продукции в диапазоне температур свыше 500 °С тепловой поток при исключительно конвективном теплообмене составляет порядка 80 % от суммарного теплового потока при радиационно-конвективном теплообмене, в то время как при радиационно-конвективном теплообмене конвективная составляющая порядка 5-15%.

Отмеченное отличие между соотношениями тепловых потоков при разных механизмах теплообмена можно объяснить профилями температур дымовых газов в пространстве под сводом камеры обжиговой печи (рис. 1).



**Рис. 1. Профили температуры газов по высоте пространства под сводом обжиговой печи: а – без излучения; б – с учетом излучения; 1, 2, 3 – профили температуры по сечениям**

При конвективном механизме теплообмена величина плотности теплового потока под сводом печи составляет порядка  $q_k = 300-700 \text{ Вт/м}^2$  при значении конвективного коэффициента теплоотдачи  $\alpha_k = 3-7 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К)}$  и обеспечивается перепадом температуры в пограничном тепловом слое, составляющем  $\Delta T = 100 \text{ К}$  (рис. 1а). В то время как, при радиационно-конвективном механизме теплообмена указанная величина суммарной плотности теплового потока  $q_\Sigma$  (излучением и конвекцией) достигается примерно при тех же значениях  $\alpha_k$ , но при  $\Delta T = 2-5 \text{ К}$  (рис. 1б). Поэтому в значении величины  $q_\Sigma$  в пространстве под сводом печи  $q_k$  составляет не более 6–35 Вт/м<sup>2</sup>.

$\alpha_k$ , в отличие от  $q_k$ , в основном зависит от профиля скорости потока в пограничном гидродинамическом слое, который практически не изменяется при переходе от конвективного механизма теплопереноса к радиационно-конвективному [2]. Поэтому, в рассмотренных случаях  $\alpha_k$  является консервативной величиной по отношению к механизму теплопереноса, а величина  $q_k$ , наоборот, значительно изменяется при замене конвективного механизма теплопереноса на радиационно-конвективный.

Не учет сложного теплообмена при выполнении численного анализа теплового состояния печей обжига приводит к заниженным значениям температуры обжигаемых электродных заготовок (примерно на 100 К и более).

### Литература:

1. Теплообмен излучением: Справочник / А.Г. Блох, Ю.А. Журавлев, Л.Н. Рыжков. — М.: Энергоатомиздат, 1991. — 432 с.
2. Теплообмен в многокамерных печах обжига углеродистых изделий [Текст] : моногр. / И.В. Пулинец, Е.Н. Панов, А.Я. Карвацкий и др. — К.: НТУУ «КПИ», 2014. — 175 с.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПАРЦИАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ Fe-Ln

**Котова Н.В., Усенко Н.И., Головатая Н.В.**

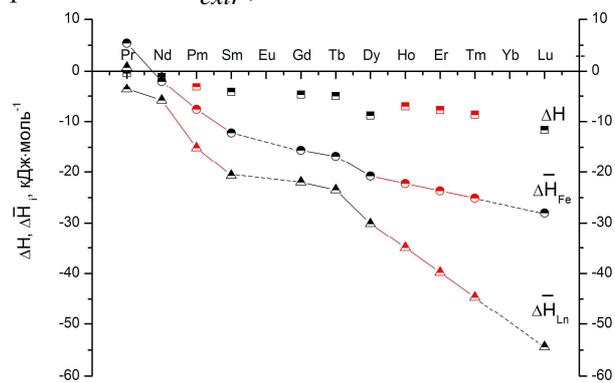
Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,  
ул. Владимирская, 64, Киев, ДК-601, Украина, [nkotova61@gmail.com](mailto:nkotova61@gmail.com)

На сегодня отсутствуют сведения о термодимических свойствах расплавов железа с лантаноидами Pm, Ho, Er, Tm. Экспериментальное исследование энтальпий смешения ( $\Delta H$ ) расплавов Fe-Pr(Nd, Gd, Dy, Tb, Lu) во всем интервале составов при 1550-1950 К проведено методом калориметрии в [1], для Fe-Sm – в [2]. В наших тезисах, представленных на настоящей конференции «Интегральные энтальпии смешения расплавов железа с лантаноидами: эксперимент и моделирование» мы показали возможность надежного моделирования по теории «окруженного атома» [3]  $\Delta H$  расплавов исследованных в [1] систем. Разработанное авторами [3] программное обеспечение позволяет рассчитать предельные парциальные энтальпии смешения компонентов ( $\Delta \bar{H}_i^\infty$ ) жидкого сплава исходя из ограниченных сведений об интегральных энтальпиях и наоборот. Так, из значений  $\Delta H$  расплавов Fe-Ln указанного ряда были рассчитаны также предельные парциальные энтальпии для железа и лантаноидов и сопоставлены с экспериментально полученными в [1, 2]. Результаты представлены в таблице, из которой видно, что во многих случаях расчетные значения  $\Delta \bar{H}_i^\infty$  лежат в пределах доверительного интервала экспериментального определения величины. Исключение составляет система Fe-Dy, которая отличается сложной куполообразной формой концентрационной зависимости  $\Delta \bar{H}_{Dy}$ , обусловленной наличием на диаграмме состояния конгруэнтно плавящегося высокотемпературного соединения  $Fe_{17}Dy_2$ , что затрудняет моделирование по теории «окруженного атома».

Такая корреляция дала нам возможность спрогнозировать неисследованные ранее концентрационные зависимости энтальпий смешения расплавов Fe-Pm(Ho, Er, Tm), используя значения  $\Delta \bar{H}_i^\infty$ , полученные интерполяцией из кривых зависимостей первых парциальных энтальпий смешения компонентов от расположения лантаноида в периодической системе.

Система	$\Delta \bar{H}_{Fe}^\infty$		$\Delta \bar{H}_{Ln}^\infty$	
	экспер.	расчет	экспер.	расчет
Fe-Pr	5.4±1.8	5.62	-3.6±0.8	-3.44
Fe-Nd	-2.0±1.4	-2.6	-5.8±1.6	-5.7
Fe-Sm	-12.2±2.9	-15.1	-20.7±3.9	-20.1
Fe-Gd	-15.6±2.8	-16.8	-22.0±3.6	-21.6
Fe-Tb	-23.5±2.5	-17.8	-16.8±3.0	-23.9
Fe-Dy	-30.1±3.0	-47.9	-20.8±2.7	-20.1
Fe-Lu	-28.0±3.8	-32.1	-54.4±3.6	-57.9

На рисунке представлены зависимости  $\Delta H_{extr}$  и  $\Delta \bar{H}_i^\infty$  от вида лантаноида (черные обозначения – эксперимент согласно [1]; красные – наша интерполяция для  $\Delta \bar{H}_i^\infty$  и наш расчет для  $\Delta H_{extr}$ ).



Видно, что спрогнозированные нами по теории «окруженного атома» интегральные энтальпии смешения для расплавов Fe-Pm(Ho, Er, Tm) вполне удовлетворительно вписываются в ряд значений  $\Delta H_{extr}$ , ранее полученных нами экспериментально для жидких сплавов Fe-Pr(Nd, Gd, Dy, Tb, Lu).

1. Usenko N., Ivanov M., Berezutski V., Kotova N., Intern. J. Mater. Research. 2013, N. 9, 849.
2. Berezutski V.V., Ivanov, M.I., Powder Metallurg. Metal Ceramics, 2009, 48, 454.
3. Баталин Г. И., Белобородова Е.А., ЖФХ, 1971, Т. 45, № 8, 1954.

## ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛОХИМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМПОНЕНТОВ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al-3d-Me

**Котова Н.В., Усенко Н.И.**

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,  
ул. Владимирская, 64, Киев, ДК-601, Украина, [nkotova61@gmail.com](mailto:nkotova61@gmail.com)

В работе проанализированы парциальные энтальпии смешения компонентов при бесконечном разбавлении ( $\overline{\Delta H}_i^\infty$ ) сплавов Al с 3d-Me (Mn, Fe, Co, Ni и Cu). Соответствующие данные приведены в таблице, из которой видно, что экзотермичность предельных парциальных энтальпий смешения монотонно увеличивается в ряду систем от Mn-Al до Ni-Al, с последующим ослаблением для Cu-Al, что можно достаточно обоснованно связать с увеличением разности взаимного положения уровней Ферми компонентов, мерой которой могут служить данные о работах выхода электрона из соответствующих металлов (величины работ выхода и радиусы металлических атомов см. в таблице). Проведен подробный анализ соотношения между собой величин  $\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$  и  $\overline{\Delta H}_{3dMe}^\infty$ , отмечена связь указанного соотношения с типом фазовой диаграммы рассматриваемой системы Al-3d-Me. Отмечено также, что предельные парциальные энтальпии смешения компонентов являются важными параметрами, непосредственно связанными со структурным упорядочением в жидких сплавах. Для объяснения наблюдаемого изменения соотношения между  $\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$  и  $\overline{\Delta H}_{3dMe}^\infty$  в ряду 3d-Me рассмотрены основные вклады в парциальные энтальпии смешения компонентов. Поскольку несоответствие в размерах атомов примерно одинаково для всех рассматриваемых систем, то можно более отчетливо анализировать влияние именно металлохимических факторов на энергетику их сплавообразования.

Исходя из анализа качественного и количественного состава координационной сферы атомов алюминия и d-переходного металла, можно сделать вывод, что величины  $\overline{\Delta H}_{3dMe}^\infty$  должны быть менее экзотермичны, чем  $\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$ , поскольку для атомов 3d-Me значительно более высок положительный эндотермический вклад от разрыва более прочных связей со своим окружением. Именно это и наблюдается в системах Al-Ni(Cu). В случае же систем Al-Fe(Co) отмечается обратное отношение величин  $\overline{\Delta H}_{Fe}^\infty$  и  $\overline{\Delta H}_{Co}^\infty$  к  $\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$ : они в этих системах более экзотермичны, чем  $\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$ . Причиной, по-видимому, является различие в заселенности d-уровня соответствующих переходных металлов. Проведенный анализ на основании рассмотрения различных металлохимических факторов позволяет объяснить характер изменения предельных парциальных энтальпий смешения в системах Al-3d-Me, что особенно важно благодаря тесной взаимосвязи между величинами  $\overline{\Delta H}_i^\infty$  и структурным упорядочением в жидких сплавах.

1. Баталин Г.И., Белобородова Е.А., Казимиров В.П. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. М.: Металлургия, 1983. 160 с.
2. Судацова В.С., Ткаченко Н.В., Котова Н.В. и др., Журн. физ. хим., 2004, Т. 78, № 9, с.1720.
3. D.R.Lide, ed., Handbook Chemistry and Physics, 76<sup>th</sup> Edition, New York: CRC Press, 1995-1996.
4. Бацанов С.С. Структурная химия. Факты и зависимости. М.: Диалог-МГУ, 2002, 292 с.

**Таблица. Предельные парциальные для компонентов энтальпии смешения расплавов Al-3d-Me, работы выхода электронов и металлические радиусы элементов**

Свойства \ Элемент	Al	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
$\overline{\Delta H}_{3dMe}^\infty$ в системе Al-3d-Me, кДж·моль <sup>-1</sup> [1, 2]	-	-58.0	-78.0	-132.1	-136.4	-35.3
$\overline{\Delta H}_{Al}^\infty$ в системе Al-3d-Me, кДж·моль <sup>-1</sup> [1, 2]	-	-49.2	-57.0	-94.9	-156.4	-105.0
Работа выхода электрона, $W_{вых}$ , эВ [3]	4.28	4.1	4.5	5.0	5.15	4.65
Металлический радиус (для КЧ= 12), Å [4]	1.43	1.27	1.26	1.25	1.24	1.28

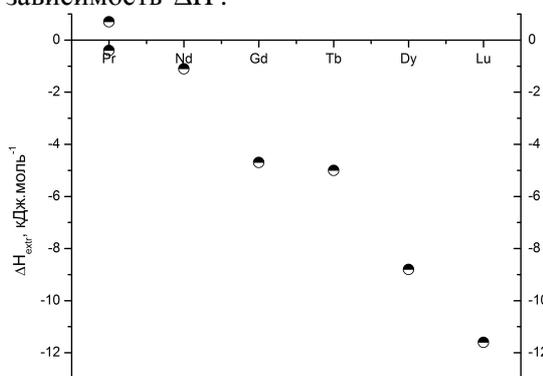
## ИНТЕГРАЛЬНЫЕ ЭНТАЛЬПИИ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С ЛАНТАНОИДАМИ: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

**Усенко Н.И., Котова Н.В., Иванов М.И.<sup>(1)</sup>, Головатая Н.В.**

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,  
ул. Владимирская, 64, Киев, ДК-601 Украина, [nusenko@univ.kiev.ua](mailto:nusenko@univ.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина

Надежная термодинамическая информация о жидких сплавах Fe-Ln необходима для расчетов фазовых равновесий в многокомпонентных системах, которым свойственны уникальные технологические свойства (например, магнитные соединения Fe<sub>14</sub>Nd<sub>2</sub>B и Fe<sub>14</sub>Pr<sub>2</sub>B). Нами проведено систематическое калориметрическое исследование энтальпий смешения ( $\Delta H$ ) расплавов Fe-Pr(Nd, Gd, Dy, Tb, Lu) во всем интервале составов при 1550-1950 К [1]. Показано, что значения экстремумов интегральных энтальпий смешения ( $\Delta H_{extr}$ ) расплавов систем Fe-Ln закономерно увеличиваются по абсолютной величине в ряду от Pr к Lu (рисунок), причем для расплавов празеодима с железом установлена знакопеременная концентрационная зависимость  $\Delta H$ .



Однако определение термодинамических свойств фаз, растворов при высоких температурах является сложным экспериментальным процессом. Много сплавов систем, используемых на практике, являются тугоплавкими (что имеет прямое отношение к исследованным нами сплавам Fe-Ln), поэтому вычисление основных физико-химических свойств такого типа систем является важным заданием. Нами была использована разработанная авторами [2] на основе теории «окруженного атома» методика расчета  $\Delta H$  бинарных жидких металлических сплавов во всей области концентраций по двум

экспериментальным значениям этой величины или парциальным энтальпиям смешения двух компонентов при бесконечном разведении. Мы смоделировали интегральные энтальпии смешения расплавов систем Fe-Pr(Nd, Gd, Dy, Tb, Lu) во всей области концентраций ( $\Delta H_{calc}$ ) и сравнили их с экспериментальными ( $\Delta H_{exp}$ ).

Оказалось, что для жидких сплавов системы Fe-Pr форма кривой концентрационной зависимости  $\Delta H$  хорошо воспроизводится, однако величина относительной погрешности  $\sigma$  составляет в среднем 40 % отн., что вполне удовлетворительно для сложной формы концентрационной зависимости и небольших по абсолютной величине значений  $\Delta H$ . Для остальных систем следует отметить практически полное совпадение между  $\Delta H_{calc}$  и  $\Delta H_{exp}$ . Так,

значение  $\sigma$  для Fe-Nd равно 7.0; Fe-Gd – 2.4; Fe-Tb – 3.4; Fe-Dy – 7.6; Fe-Lu – 6.3% отн., т.е. не превышает величину ошибки калориметрического эксперимента, обычно принимаемую равной 10%. Таким образом, применение теории «окруженного атома» к расчету энтальпий смешения расплавов металлических систем аналогичного типа является довольно успешным, что дает возможности достаточно широкого использования этой модели для прогнозирования термодинамических свойств сложных или вообще не исследованных в экспериментальном отношении объектов.

1. Usenko N., Ivanov M., Berezutski V., Kotova N. Enthalpies of mixing in liquid alloys of iron with the lanthanides // Intern. J. Mater. Research. 2013, N. 9, P.849.
2. Баталин Г. И., Белобородова Е.А. О применимости теории «окруженного атома» к описанию термодинамических свойств жидких алюминиевых сплавов // ЖФХ, 1971, Т. 45, № 8, с. 1954.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ИОННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ В РЕЖИМЕ ИМПУЛЬСНОГО ПОТЕНЦИАЛА

Калиниченко А.И., Козионов С.А., Перепёлкин С.С., Стрельницкий В.Е.  
 Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»  
 ул. Академическая, 1, Харьков, 61108, Украина, [strelnitskij@kipt.kharkov.ua](mailto:strelnitskij@kipt.kharkov.ua)

Эксплуатационные характеристики покрытий, получаемых плазменно-ионными методами, зависят от внутренних напряжений, возникающих в процессе осаждения. В [1] была предложена модификация известной формулы Дэвиса [2] для расчета напряжений, позволившая учесть сорт ионов и температуру осаждения. Однако полученная формула не позволяла рассчитывать внутренние напряжения в покрытиях, получаемых в режиме импульсного потенциала.

В настоящей работе приведены результаты теоретических исследований процесса формирования внутренних напряжений при плазменно-ионном осаждении покрытий в режиме импульсного потенциала. В модели нелокального термоупругого пика (НТП) получено выражение для сжимающих напряжений, действующих в плоскости покрытия:

$$\sigma \sim \frac{ft_p \varphi(E) + (1 - ft_p) \varphi(E_1)}{1 + ft_p w(E, u, T_0) + (1 - ft_p) w(E_1, u, T_0)}, \quad (1)$$

где  $t_p$  - длительность импульса с энергией ионов  $E$ ,  $f$  - частота следования импульсов,  $E_1$  - энергия ионов в промежутках между импульсами. Если потенциал  $U$ , прикладываемый к подложке, обращается в промежутках между импульсами в нуль, то  $E = i(U + U_0) + E_0$  и  $E_1 = iU_0 + E_0$ , где  $i$  - заряд ионов,  $U_0$  - плавающий потенциал,  $E_0$  - начальная энергия иона. Функция  $\varphi(E) \sim \sqrt{E}$  задает зависимость деформации материала покрытия, вызванной дефектообразованием, от энергии ионов  $E$  [2]. Функция  $w(E, u, T_0)$  задает количество термоактивированных переходов в НТП иона, определяющих скорость миграции дефектов с энергией активации  $u$  при температуре мишени  $T_0$  [1]. Формула (1) обобщается на случай разнозарядных ионов путем замены

$$\varphi(E) \Rightarrow \sum_i \chi_i \varphi(iU + iU_0 + E_0), \quad (2)$$

$$w(E, u, T_0) \Rightarrow \sum_i \chi_i w(iU + iU_0 + E_0, u, T_0), \quad (3)$$

где  $\chi_i$  - доля ионов с зарядом  $i$ .

На рис. 1 приведены зависимости

напряжений в осаждаемом покрытии TiN от потенциала  $U$ , полученные с использованием приведенных выражений. Доли одно- двух- и трехзарядных ионов  $Ti^+$  принимались равными  $\chi_1 = 0,27$ ,  $\chi_2 = 0,67$ ,  $\chi_3 = 0,06$ . Расчет проводился при значениях параметров  $U_0 = 20$  эВ,  $E_0 = 40$  эВ,  $u = 0,54$  эВ. Кривая 1 соответствует режиму импульсного потенциала с характеристиками  $t_p = 5$  мкс,  $f = 24$  кГц при температуре осаждения  $T_0 = 300$  К. Кривая 2 (3) соответствует режиму постоянного потенциала при температуре осаждения 570 К (300 К). Параметры НТП ионов  $Ti^+$  в TiN определялись с помощью пакета SRIM2000.

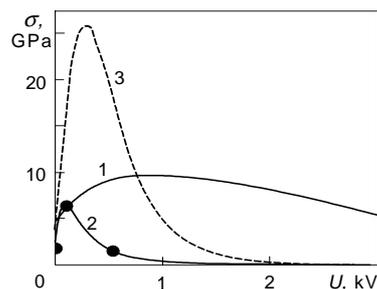


Рис. 1 Зависимость напряжений в TiN от потенциала на подложке в импульсном (кривая 1) и непрерывном (кривые 2, 3) режимах. Точки • соответствуют экспериментальным данным из работы [3]. Поведение кривой 1 качественно согласуется с результатами работ [4, 5].

Анализ показывает, что величина внутренних напряжений в осаждаемом покрытии сильно зависит от температуры осаждения. Режим импульсного потенциала позволяет существенно снизить внутренние напряжения по сравнению с осаждением в режиме постоянного потенциала при той же температуре.

### Литература

- [1] A.I. Kalinichenko, S.S. Perepelkin, V.E. Strel'nitskij Diamond Relat. Mater.19(2010)996.
- [2] C.A. Davis Thin Solid Films 226(1993)30.
- [3] H.Ljungcrantz et al. J.Appl.Phys. 78(1995)832
- [4] S.Mukherjee et al. Surf.Coat.Tech.186(2004)99
- [5] S.S.Akkaya et al. Surf.Coat.Tech.236(2013)332

## ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ n-InSe, ОБЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

**Ковалюк З.Д., Минтянский И.В., Савицкий П.И.**

Черновицкое отделение Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича  
НАН Украины

ул. Ирины Вильде, 5, Черновцы, 58001, Украина [chimsp@ukrpost.ua](mailto:chimsp@ukrpost.ua)

Из литературы известно, что слоистые соединения типа  $A^3B^6$  имеют более высокую радиационную стойкость, чем традиционные полупроводники электроники. Для нелегированных и легированных различными примесями монокристаллов InSe и GaSe преимущественно изучалось влияние различных видов высокоэнергетического облучения на спектры оптического поглощения, фотолюминесценции, комбинационного рассеяния света, рентгеновские дифрактограммы.

В этом сообщении излагаются результаты исследований в области 80 – 400 К изменения температурных зависимостей коэффициента Холла  $R_H$ , электропроводности  $\sigma_{\perp c}$  и холловской подвижности вдоль слоев  $\mu_{\perp c}$  для кристаллов n-InSe, облученных высокоэнергетическими электронами (9,2 МэВ). Облучение образцов проводилось при комнатной температуре на электронном ускорителе КУТ-10. Время облучения выбиралось таким, чтобы при флюэнсе  $1,0 \times 10^{14}$  эл/см<sup>2</sup> обеспечить дозу облучения 30 кГр. Измерение электрических характеристик до и после электронного воздействия проводилось на одном и том же образце без перепаивания контактов. При использованной энергии облучающих электронов и толщине образцов 0,8 мм энергетические потери незначительны ( $\approx 10\%$ ), т.е. генерация радиационных дефектов происходила почти однородно по всему его объему.

Главной особенностью облученных кристаллов является наличие максимумов в области 260 – 300 К на температурных зависимостях  $R_H$ . При повторном измерении максимум  $R_H(T)$  несколько сдвигается в сторону низких температур, а значение коэффициента  $R_H$  становится

больше. Изначально высокая подвижность электронов в исходных образцах после облучения существенно понижается в низкотемпературной области и становится немонотонной при высоких температурах. На температурных

зависимостях  $\mu_n(T)$  можно четко выделить три участка. При низких температурах подвижность понижается с температурой как  $\mu_n \propto T^{-1/2}$ . Далее наблюдалось относительно резкое ее увеличение до максимума, а при высоких температурах  $\mu_n$  снова понижается. Определено, что для исходных и облученных образцов коэффициент Холла существенно отличается только при низких температурах. Подвижность же электронов хотя и уменьшилась после электронного облучения, но все же осталась довольно высокой ( $> 280$  см<sup>2</sup>/В·с при 80 К).

Наблюдаемые аномалии в поведении  $R_H$  и  $\mu_n$  объяснены в рамках модели, предполагающей смешанную проводимость по основной зоне проводимости и примесной зоне донорных состояний. Модельные расчеты, учитывающие перераспределение носителей между зонами, хорошо воспроизводят экспериментальные данные. Анализ температурных зависимостей уровня Ферми и расчеты в рамках модели *один донор – один акцептор* подтверждают существование примесной зоны. Показано, что доноры, формирующие примесную зону, с концентрацией  $N_D = (0,69-1,2) \times 10^{17}$  см<sup>-3</sup> сильно компенсированы акцепторами ( $N_A/N_D = 0,988 - 0,998$ ). Установлено, что ширина примесной зоны в облученных монокристаллах n-InSe составляет 6 – 8 мэВ и она отделена от зоны проводимости на 93 – 139 мэВ.

Выполненный анализ подвижности электронов в области проводимости по примесной зоне указывает, что доминирующим механизмом рассеяния является взаимодействие с областями пространственного заряда. Проанализирована природа радиационных дефектов. Значительное увеличение анизотропии электропроводности (отношение ее параллельной и перпендикулярной к слоям компонент) указывает на их межслоевое расположение.

## ОЦЕНКА ОБЩЕГО И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА АППАРАТОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА АЛМАЗОВ

Шестаков С.И.

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [ishest@bigmir.net](mailto:ishest@bigmir.net)

Общий ресурс работы основного элемента аппаратов высокого давления (АВД) – твердосплавной матрицы можно представить как  $N=N_1+N_2$ , где  $N_1$  – часть ресурса матрицы, характеризующаяся накоплением в материале усталостных повреждений и ростом микродефектов до размера макротрещины;  $N_2$  – число циклов нагружения, в течение которого происходит рост магистральной трещины до критического размера.

Определение ресурса  $N_1$  проведено на основе ранее предложенного подхода, согласно которому напряженное состояние материала в процессе циклического нагружения описывается тензорами  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$ , соответствующими рабочему режиму и состоянию разгрузки АВД. Тогда основные соотношения для определения числа циклов нагружения матрицы до образования макродефекта выглядят как

$$\frac{|\sigma_a|}{|\sigma_+|} = \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{|\sigma_+|} \eta\right) (1 - \lambda_N \lg N_{11});$$

$$\frac{|\sigma_a|}{|\sigma_-|} = \left(1 + \frac{|\sigma_m|}{|\sigma_-|} \eta\right) (1 - \lambda_N \lg N_{12}).$$

(1)

Исходный ресурс определяется как  $N_1 = \min(N_{11}, N_{12})$  после подстановки в уравнения (1) амплитудных  $\sigma_a$  и средних  $\sigma_m$  напряжений цикла, пределов прочности твердого сплава на растяжение  $\sigma_+$  и сжатие  $\sigma_-$ , определенных с учетом масштабного фактора и сложного напряженного состояния АВД. В уравнениях (1)  $\lambda_N$  – коэффициент, характеризующий угол наклона усталостной прямой в координатах  $\sigma_{-1} - \lg N$ ;  $\eta$  – параметр, учитывающий взаимную ориентацию в пространстве напряжений векторов  $\sigma_+$  и  $\sigma_m$ ;  $\sigma_{-1}$  – предел усталости вольфрамкобальтового твердого сплава ВК6 при гармоническом нагружении.

Определение остаточного ресурса АВД проведено путем расчета долговечности матрицы, содержащей трещину на внутренней рабочей поверхности в зоне действия максимальных растягивающих напряжений. Длина исходной трещины более чем на порядок превышала размеры карбидных зерен в твердом сплаве, что

дало возможность решать задачу в рамках линейной механики разрушения. Учитывался смешанный вид разрушения матрицы, характеризующийся коэффициентами интенсивности напряжений (КИН)  $K_I$  и  $K_{II}$ . Последние определялись на основе метода виртуального роста трещины. Для учета совместного действия двух типов развития разрушения рассматривался эффективный КИН  $K_{эф}$ , определяемый по методике, предложенной Эрдоганом и Си.

Для оценки остаточного ресурса твердосплавной матрицы использовалось уравнение Периса

$$N_2 = C \int_{l_{th}}^{l_{fc}} K_{эф}^{-n}(l) dl, \quad (2)$$

где  $C, n$  – константы, определяемые экспериментально,  $l_{th}, l_{fc}$  – начальная и критическая длины трещины.

Достоверность прогнозирования остаточного ресурса изделий, содержащих трещину, проверялась путем решения тестовых задач, позволяющих, с одной стороны проверить корректность вычисления параметров разрушения в вершине развивающейся трещины, а с другой – правильность построения ее криволинейной траектории в условиях смешанного характера разрушения.

В результате численного интегрирования уравнения (2), проведенного с учетом зависимости порогового  $K_{th}$  и критического  $K_{fc}$  КИН от содержания кобальта в твердом сплаве, остаточный ресурс матрицы составил 85 циклов нагружения. С учетом того, что стойкость  $N_1$  матрицы, не ослабленной макротрещиной, составляет по данным расчетов 45 циклов, общий ресурс ее работы в составе АВД равен 130 циклам нагружения.

Показано, что прогнозируемый ресурс безопасной эксплуатации матрицы хорошо согласуется с результатами промышленных испытаний АВД для синтеза алмазов.

## АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ АГЛОМЕРАЦИИ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ

Гончарук А.А., Хоменко Е.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: homhelen@mail.ru

Одной из проблем получения порошковых материалов и покрытий на основе меди для работы в экстремальных условиях является объединения частиц в агломераты. Считается, что размол в мельницах с размольными телами ускоряет процессы агломерации [1]. В работе проведен анализ изменений частиц электролитической меди после размола в мельницах с размольными телами и без них. Установлено, что агломерация частиц наблюдается на различных этапах размола (рис. 1), что приводит к снижению со временем эффективности размола во всех типах мельниц (рис. 2).

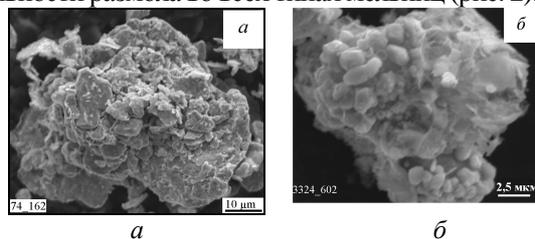


Рис. 1. Агломераты частиц меди, образуемые при размоле в мельницах планетарного (а) и вихревого типов (б). Время размола: (а) - 3 мин; (б) - 30 мин

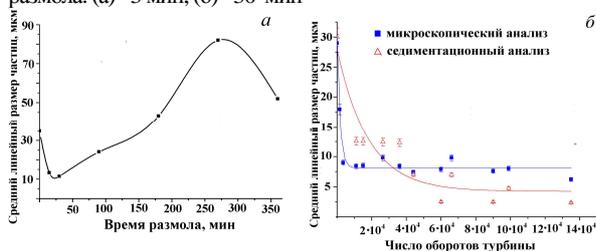


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц меди от продолжительности размола в мельницах априиторного (а) и вихревого типов (б).

Для количественной оценки агломерации использовали модель быстрой коагуляции Смолуховского [2]:  $\sum N_t = \frac{N_o}{1 + t/\vartheta}$ , ( $N_o$  – начальное удельное число частиц и в момент времени  $t$ );  $\vartheta$  – время половинной коагуляции, т.е. период за который число частиц вследствие слипания уменьшается вдвое.  $\vartheta = \frac{3}{8} \frac{\eta}{kTN_o}$  ( $\eta$ ,  $T$  и  $k$  – вязкость среды, абсолютная температура и константа Больцмана соответственно), принимая, в первом приближении, подобие броуновского движения частиц в жидком и газовом потоках. Используя формулу Пуазейля  $V_{max} = \frac{PA^2}{4\eta l}$  ( $P$  – давление, действующее на жидкость в капилляре

радиусом  $A$  и длиной  $l$ ), и модель деформации сдвига сыпучей среды [3], установили, что  $\eta = 0,9...0,14$  Па·с. Закон диспергирования частиц  $N = f(t)$  определяли в рамках модели [4]. Установлено, что при отсутствии агломерации  $N$ , асимптотически возрастает (рис. 3), что должно вести к постоянному увеличению числа частиц и уменьшению их размеров со временем. Параллельно с этим, асимптотическое снижение  $\vartheta$  (рис. 4) обуславливает развитие процессов агломерации частиц, что ведет к увеличению их размеров, что подтверждается экспериментально (рис. 1, б; 2, б).

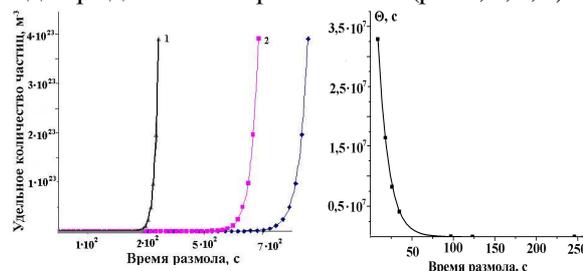


Рис. 3. Зависимости числа частиц от времени размола (а) в вихревой мельнице: 1, 2 и 3 – скорость вращения турбины 50, 25 и 20 м/с.

Рис. 4. Зависимость времени половинной коагуляции частиц  $\vartheta$  от времени размола в вихревой мельнице при скорости вращения турбины 50 м/с.

Предложенная модель объясняет снижение эффективности размола меди в мельнице без размольных тел (вихревого типа) агломерацией частиц уже на начальном этапе размола. Для предупреждения развития этого процесса необходимо предпринимать меры для удаления мелких фракций из рабочей зоны мельницы.

- [1] Витязь П. А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди. – Минск: Белорус. наука, 1998. – 350 с.
- [2] Адамсон А. Физическая химия поверхностей / М.: "Мир", 1979 г., - 568 с.
- [3] Фролова О.Г. Моделювання нелінійної поведінки висококонцентрованих суспензій під час інжекційного формування / О.Г. Фролова, Л.Н. Ткаченко, М.Б. Штерн // Наукові нотатки (зб. наук. праць ЛДТУ за напрямом "Інженерна механіка", випуск 20. – 2007. – С. 531 – 534.
- [4] Хоменко О.В. Моделювання диспергування порошку міді у млині вихревого типу з абразивним покриттям робочої камери і рухомих елементів / О.В. Хоменко, О.І. Хоменко, Р.В. Мінакова // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении. Сб. науч. Тр. ИПМ НАНУ. Серия: моделирование в материаловедении, Киев. - Выпуск 15. – С. 19–30.

## СМАЧИВАНИЕ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО $ZrO_2$ НИКЕЛЕМ

**Дуров А.В., Найдич Ю.В., Карпец М.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [naidich@ipms.kiev.ua](mailto:naidich@ipms.kiev.ua)

Оксиды переходных металлов, в частности  $ZrO_2$ , могут терять кислород с образованием нестехиометрических фаз, таких, как  $ZrO_{2-x}$ . Отклонения от стехиометрии могут влиять на свойства материалов, в том числе поверхностные. В работе [1] обнаружено, что нестехиометрический  $ZrO_2$  смачивается несколько лучше, чем стехиометрический. Однако там же было установлено, что в контакте с благородными металлами стехиометрия  $ZrO_2$  сохраняется, это было объяснено растворением «избыточного» циркония из подложки в металле. Возможно, для других инертных металлов имеет место аналогичный процесс, то есть непосредственно под каплей нестехиометрия оксида становится невысокой и растворение «избыточного» циркония останавливается. Потому был проведен следующий эксперимент: на титановой пластинке располагалась никелевая фольга, потом пластинка из  $ZrO_2$ -керамики толщиной 1,5 мм и сверху навеска никеля (рис. 1).

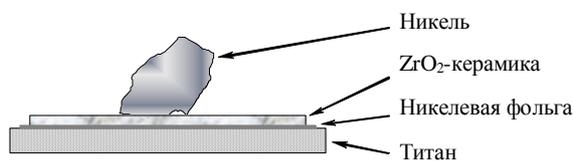
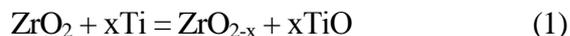


Рис. 1. Схема экспериментального образца.

Сборку нагревали в вакууме до плавления никеля. При несколько низшей температуре под подложкой из  $ZrO_2$ -керамики образовывалась эвтектика системы никель-титан и этот расплав поглощал кислород из  $ZrO_2$  по реакции:



Таким образом обеспечивалась высокая степень нестехиометрии  $ZrO_2$ .

В результате никель смачивал керамику (рис. 2), причем растекание происходило очень быстро, практически при плавлении никеля.

Микрофотография шлифа застывшей капли представлена на рис. 3. Между никелем и  $ZrO_2$  образовался толстый, развитый переходный слой дендритной структуры, также заметно растворение подложки в металле.

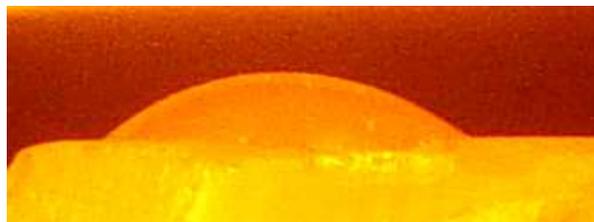


Рис. 2. Смачивание нестехиометрического  $ZrO_2$  никелем

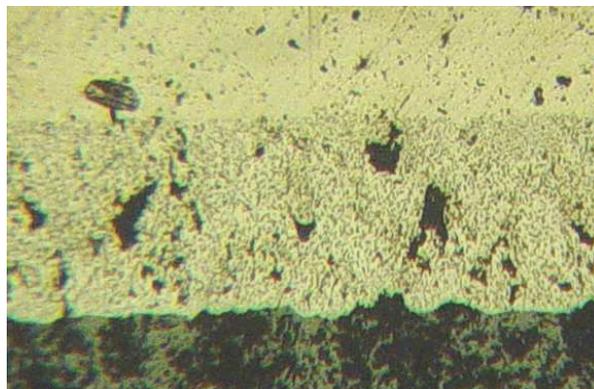


Рис. 3. Микрофотография переходного слоя Ni- $ZrO_2$  (керамика внизу  $\times 125$ )

Застывшая капля никеля была сошлифована до толщины 0,07 мм, чтобы открылся переходный слой, и исследована рентгенографическим методом. Обнаружены фазы  $ZrO_2$ , никель и интерметаллид  $Ni_5Zr$ . Таким образом подтверждается, что «избыточный» цирконий из  $ZrO_2$  растворялся в никеле, процесс может быть описан реакцией:



Была рассчитана энергия Гиббса реакции (2), она составила -246,357 кДж/моль, то есть вероятность процесса достаточно велика. Это новое явление требует дополнительных исследований.

1. Durov A., Naidich Y., Kostyuk B. Investigation of interaction of metal melts and zirconia // J. Mat. Sci. – 2005. – Vol. 40, No. 9-10. – P. 2173–2178.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОКСИДА ИТТРИЯ С ОКСИДАМИ ЛАНТАНА И НЕОДИМА ПРИ 1500 °С

**Андриевская Е.Р.<sup>(1)</sup>, Чудинович О.В., Корниенко О.А., Юрченко Ю.В., Ткач В.В.<sup>(1)</sup>**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,

Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [er.andrievskaya@gmail.com](mailto:er.andrievskaya@gmail.com),

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»,  
пр-т Победы, 37, корпус 21, Киев, 03056, Украина

Диаграммы состояния систем на основе оксидов РЗЭ и иттрия представляют интерес, как с научной, так и с практической точки зрения. Оксиды лантана, иттрия и неодима входят в состав высокотехнологичных стекол специального назначения. Например, пропускающие инфракрасные и поглощающие ультрафиолетовые лучи. Соединения РЗЭ применяют для создания лазерных и других оптически активных элементов в оптоэлектронике. Смешанные оксиды  $\text{LnLn}'\text{O}_3$  ( $\text{Ln}, \text{Ln}' = \text{РЗЭ}$ ) со структурой перовскита обладают уникальными и разнообразными (электрическими, магнитными и оптическими) свойствами (анизотропная оптика). Они являются перспективными кандидатами для создания материалов с высоким значением константы диэлектрической проницаемости и оптически прозрачных матриц. Актуальна текстурированная керамика на основе сложных фаз и многокомпонентных твердых растворов оксидов РЗЭ.

Система  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--Nd}_2\text{O}_3$  является одной из интересных и перспективных тройных систем.

Ограничивающие двойные системы  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Nd}_2\text{O}_3$  изучены в широком интервале температур (1300–2400 °С) и концентраций достаточно надежно, сведения о фазовых равновесиях в системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$  требуют уточнений.

В системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$  при 1500 °С образуются твердые растворы на основе гексагональной (А) в интервале от 0 до 21 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , моноклинной (В) в интервале от 30 до 35 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , модификаций  $\text{La}_2\text{O}_3$ , кубической (С) модификации  $\text{Y}_2\text{O}_3$  в интервале от 85 до 100 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , а также упорядоченная фаза  $\text{LaYO}_3$  со структурой типа перовскита (R), имеющая область гомогенности в интервале концентраций 48–52 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . Установлено существование широких

двухфазных областей: (А + В) в интервале концентраций 21–30 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , (В + R) в интервале 35–48 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и (R + С) в интервале 52–85 мол. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

В системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Nd}_2\text{O}_3$  при 1500 °С образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе высокотемпературной гексагональной (Н) модификации оксидов РЗЭ.

Для системы  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$  при 1500 °С характерно присутствие твердых растворов на основе А- и В- модификаций  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ , С-модификации  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и двухфазных областей (А + В, В + С). Границы растворимости не определены.

В настоящей работе исследованы фазовые равновесия в тройной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--Nd}_2\text{O}_3$  и уточнены фазовые соотношения в ограничивающей двойной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$  при 1500 °С (50 ч) на воздухе во всем концентрационном интервале. Для определения фазового состава использовали методы рентгенофазового и рентгеноспектрального анализа. Микроструктурные исследования проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии на отожженных образцах.

Характер фазовых равновесий в тройной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--Nd}_2\text{O}_3$  определяет строение ограничивающих двойных систем. Установлено, что в тройной системе образуются поля твердых растворов на основе А-, В- и С- кристаллических модификаций исходных компонентов, а также упорядоченной фазы, кристаллизующейся в структуре типа перовскита с ромбическими искажениями (R)  $\text{LaYO}_3$ .

*Работа выполнена при поддержке «ДФФД» Украины и NIMS (Цукуба, Япония) по проекту ДФФД- JSPS № Ф53/488-2013.*

**СЕКЦИЯ С. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ  
ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И  
СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ  
И ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В  
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ  
УСЛОВИЯХ.**



## МЕХАНИЗМ СВС-ПРОЦЕССА К СИСТЕМЕ Ti-C-ШХ15

Рудь В.Д., Самчук Л.М., Гулиева Н.М.

Луцкий национальный технический университет,  
ул. Львовская, 75, Луцк, 43018, Украина,

[vikdmrud@bigmir.net](mailto:vikdmrud@bigmir.net); [samchuk04@yandex.ua](mailto:samchuk04@yandex.ua); [gulievanm@i.ua](mailto:gulievanm@i.ua)

Охрана окружающей среды, внедрения ресурсо- и энергосберегающих технологий определяет, магистральный путь развития современного общества. В свете ограниченных энергетических ресурсов Украины проблема энергосбережения очень актуальна. Важным резервом повышения эффективности производства является использование отходов жизнедеятельности человечества, в том числе и отходов машиностроительного комплекса. Особое значение решения этой проблемы приобретает повышение качества и надежности деталей, конструкций за счет повышения свойств конструкционных материалов. В Луцком национальном техническом университете проводятся научно-исследовательские работы по совершенствованию технологий утилизации отходов подшипникового производства и получению деталей конструкционного и триботехнического назначения с использованием металлических порошков стали ШХ15.

Для приготовления смеси при реализации спекания в режиме СВС - процесса, в качестве исходных компонентов был использован порошок титана марки ПТС -1, углерод (сажа ТУ 14-7-24-80) и порошок стали ШХ15, полученный в результате переработки шлифовальных шламов по технологии ЛНТУ. Порошок стали ШХ15 берется в таком количестве, которое позволяет полностью связать титан и углерод в химически нейтральных соединений. Смешивание длится в течение восьми часов до образования однородной массы. Синтез осуществляется в лабораторном реакторе. В работе рассмотрены основные закономерности, осуществления СВС - процесса.

Характерной особенностью СВС - процесса является наличие двух продуктов реакции – тугоплавкого соединения и металла - восстановителя. Структура такого материала зависит от многих факторов: растворимости, отношение удельного веса, размера реакционной массы, давления газа. Малоизвестным в наше время остается динамика и механизм структурообразования конечного продукта. Наиболее важным является получение информации об изменении в волнах СВС микроструктуры образующегося материала (распределение по размеру зерна кристаллитов и пор). Получение материалов на основе порошков стали ШХ15 методом СВС проводился по схеме:

смешивание порошков исходных реагентов согласно стехиометрического расчета за соответствующими уравнениями реакции; сушка исходной шихты реагентов в условиях защитной среды; прессование исходной шихты реагентов в цилиндрические заготовки различного диаметра и высоты при вариации значения плотности материала полученных образцов путем изменения давления прессования; осуществление процесса СВС в лабораторной установке и получения образцов функциональных материалов.

Целью данной работы является исследование структуры и химического состава материалов, полученных методом СВС с использованием порошков стали ШХ15. Исследовано, что для системы титан-углерод-сталь ШХ15 синтез осуществляется в интервале температур от 557-1677К с образованием интерметаллидов FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti. В интервале от 1083-1677 К процесс происходит интенсивнее, при этом образуется интерметаллид железа. Как показали исследования пористость полученной структуры составляет 30%. Для подтверждения структуры, которая определена металлографским методом, дополнительно проводили рентгеноструктурный анализ. На термограмме наблюдаются пики термоэффектов, которые соответствуют полиморфным превращением и интенсивной взаимодействия между компонентами.

С технологической точки зрения этот процесс можно разбить на следующие этапы: инициирование реакции горения, газообразование, охлаждения продуктов реакции. В связи с тем, что в реакциях синтеза участвует углерод, приводит к дополнительному выделению тепла. Таким образом, доказано, что для получения материалов конструкционного назначения целесообразно использовать отходы машиностроительного производства сократив энергозатраты за счет СВС - процессов. Материалы на основе тугоплавких соединений будут иметь высокую прочность и твердость.

1. Bobovich B.B. Processing of production wastes and consumption Interment Engineering, 2000. – 496 p.

2. П'ін А. А., Колачев В. А., Пол'кін І. С. Titanovye splavy. Sostav, struktura, svojstva. Spravochnik. –М.: VILS – MATI, 2009. – 520 p.

## ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОГО ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ С ОСОБЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Павленко А.М., Усенко Б.О., Кошлак А.В.

Полтавский национальный технический университет им. Юрия Кондратюка  
Первомайский проспект, 24, Полтава, 36011, Украина, [assistant\\_pntu@ukr.net](mailto:assistant_pntu@ukr.net)

Необходимые механические свойства поверхности можно достигать путем включения присадочных материалов в виде порошкообразных наночастиц в процессе формирования наплавленной поверхности, что приводит к упрочнению структуры и улучшению механических свойств [1]. Но проведенные эксперименты по исследованию скоростного охлаждения сплавов показали возможность получения необходимых свойств без применения дорогостоящих материалов в процессе формирования структуры. Необходимые механические свойства наплавленного металла можно достигать применением технологии скоростного охлаждения, что приводит к формированию аморфной структуры.

Наиболее значимым фактором, без которого невозможно добиться формирования аморфной структуры является скорость охлаждения наплаваемого металла (интенсивность теплоотвода). Второстепенными факторами, влияющими на процесс аморфизации расплава, и на механические свойства поверхностного слоя, являются толщина наплаваемого слоя и масса наплаваемого металла (массовложение).

Для определения степени аморфизации проводили электронно-микроскопические исследования наплавленного слоя в режиме прямого расширения [2-3]. Для интерпретации результатов использовали методику, предложенную Y. Waseda [4], для оценки степени аморфизации использовали параметр ближнего порядка  $r_s$ , который соответствует прекращению осцилляции функции распределения  $g(r)$  и отражает регулярность ближнего порядка. Для аморфных сплавов эта величина составляет около 1 нм [3]. Параметр степени аморфизации указывает, во сколько раз  $r_s$  больше кратчайшего межатомного расстояния  $r_1$ .

$$\xi = r_s / r_1$$

Для быстроохлажденных аморфных сплавов значение параметра степени аморфизации составляет  $\xi = 5,5 \pm 0,3$  [4]. Значение параметра  $\xi$  дает эффективную возможность для определения степени регулярности структуры ближнего порядка при общей макроскопической неупорядоченности сплава.

Выполненные расчеты позволили определить значения скорости охлаждения металлов заданной толщины, достаточные для получения аморфной структуры. С помощью этих данных установлены границы определения технологических параметров для дальнейших экспериментальных исследований. Для определения влияния параметров режима наплавки на степень аморфизации наплавленного слоя обработка экспериментальных данных была выполнена по методике планирования эксперимента второго порядка с ядром  $2^3$ . В качестве управляющих факторов в экспериментах приняты толщина наплаваемого слоя, масса наплаваемого металла, и скорость охлаждения. В результате обработки данных получено уравнение регрессии, которое показывает влияние факторов на процесс получения аморфной структуры.

### Литература:

1. Молодык Н.В., Зенкин А.С. Восстановление деталей машин. Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 480 с.
2. Аморфные металлы. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К., /Под. ред. Масумото Ц., Пер. с япон. – М.: Металлургия, 1987. 328 с.
3. Металлические стёкла / Под ред. Дж.Дж.Гилмана и Х.Дж.Лими. / Пер. с англ. М: «Металлургия», 1984, 264 с.
4. T. Masumoto, H. M. Kimura, A. Inoue and Y. Waseda: Mater. Sci. Eng. 23 (1976) 141-14.

## ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ СПН14А7М5 – TiC

**Нарва В.К., Маранц А.В.**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Ленинский проспект, 4г, Москва, 119049, Россия, [zeinalova@rambler.ru](mailto:zeinalova@rambler.ru)

При получении изделий методом порошковой металлургии сложность представляет ликвидация остаточной пористости после спекания, которая способствует снижению прочности. Устранение пористости, повышение твердости и трибологических характеристик материала обеспечивается поверхностной лазерной обработкой, сопровождающейся оплавлением поверхностного слоя. [1]

Целью работы было получение беспористых композиционных материалов СПН14А7М5 – TiC с использованием лазерной обработки.

В работе использовали порошки TiC (ГОСТ 7885-77) и составляющие сталь СПН14А7М5 компоненты. Содержание TiC варьировалось в пределах 0-40% мас.

Для приготовления смесей использовали планетарную мельницу PULVERISETTE 5 classic line фирмы Fritsch (Германия). Время смешивания 10 мин.

Лазерную обработку спеченных заготовок проводили на установке Phenix PM 100 с инттербиевым волоконным лазером производства IPG Photonics с максимальной мощностью 200 Вт, длиной волны 1075 нм, диаметром лазерного пятна 70 мкм.

На основании результатов по исследованию прессуемости порошковых смесей установлены оптимальные давления прессования: для смесей с 0, 10, 20, 30, 40% TiC. Они составили (соответственно) – 7, 5, 5, 5, 3, 3 т/см<sup>2</sup>. Температура спекания в вакууме варьировалась в пределах 1573-1773 К. Наибольшая плотность после спекания (88-89%) достигалась для материалов в 40% TiC.

Оценка влияния пористости ( $\theta$ ) спеченной стали стали СПН14А7М5 на распространение тепла проводилась при различных значениях пористости  $\theta$  (10 – 28%) и варьировании основных параметров лазерной обработки: мощности лазера P (200 – 500 Вт) и скорости сканирования V (3,3 – 8,5 мм/сек).

Анализ геометрических характеристик трека проводился по оценке глубины h и ширины L ванны расплава.

Наиболее значительное влияние на ширину и глубину ванны расплава оказывает пористость материала. С её увеличением параметры ванны растут. Ширина и глубина проплавления также увеличивалась с увеличением лазерной мощности. Скорость сканирования обратно пропорциональна размерам ванны расплава, с ее увеличением ванна сужаются.

СПН14А7М5 характеризуется выраженной зёрненной структурой. Размер зерен достигает 100 мкм.

С добавлением карбида титана происходит резкое измельчение зерна.

Трибологические испытания проводились на нескольких образцах, с различным содержанием карбида титана, с целью определения влияния добавки TiC на износостойкость композиционного материала на основе стали.

Износ образцов из чистой стали максимальный, далее с увеличением содержания карбида титана в стали износ значительно уменьшается.

Легирование стали карбидом титана до 30% об. вызывает увеличение твердости с 450 HV0.1 до 650 HV0.1. Поэтому в этом случае имеет место преимущественно абразивное изнашивание контртела, практически без истирания исследуемого материала.

Таким образом установлена возможность ликвидации пористости и повышения свойств спеченных материалов СПН14А7М5 – TiC путем дополнительной поверхностной лазерной обработки лазером.

### Литература

1. Маранц А.В., Сентюринна Ж.А., Ядройцев И.А., Ядройцева И.А., Нарва В.К., Смуров И.Ю. Сравнение свойств материалов сталь-TiC, полученных методами лазерных технологий и порошковой металлургии// Известия ВУЗов: Порошковая металлургия и функциональные покрытия. № 1. 2013. С. 22–26.

## ПЛАЗМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сизоненко О.Н.

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,  
Николаев, Украина, [sizonenko43@rambler.ru](mailto:sizonenko43@rambler.ru)

Возможность выделения необходимых дисперсных фаз при высоковольтных электрических разрядах (ЭР) в дисперсной системе «углеводородная жидкость – порошок» используется для диспергирования, активации и синтеза микро- (от  $10^{-6}$  до  $10^{-7}$ ) и наноразмерных (от  $10^{-7}$  до  $10^{-9}$ ) композиционных порошков. ЭР в дисперсной системе «углеводородная жидкость – порошок» приводит к синтезу нанокремнезема, диспергированию порошков металлов и синтезу их карбидов за счет действия плазменного канала, электромагнитных полей, механического воздействия ударных волн, гидротоков и объемной микрокавитации, что позволяет обеспечить их гомогенизацию в процессе обработки. Искро-плазменное спекание (ИПС) позволяет целенаправленно контролировать скорость роста зерен и тем самым формировать наноструктурированную микрогетерогенную структуру многофункциональных композиционных материалов с высокими физико-механическими и эксплуатационными свойствами. Новый подход в разрабатываемых плазменных технологиях сводится к тому, что дисперсноупрочняющие добавки (в частности, TiC, TiB<sub>2</sub>) не вводятся механически в порошковую смесь в качестве дополнительного компонента при смешивании порошков, как в известных методах, а образуются при их ЭР обработке в результате реакционного синтеза под влиянием микроплазменных разрядов. Отличие нового подхода для создания дисперсноупрочняющих добавок от известных заключается в реализации циклического импульсного (несколько микросекунд), практически безокислительного ЭР в дисперсной системе «углеводородная жидкость – порошок». Вследствие пиролиза углеводородных жидкостей плазменным каналом разряда синтезируется нанокремнезем различных аллотропных модификаций (в зависимости от состава жидкости). Интенсивное тепловое (плазменное) и

механическое (ударно-волновое) воздействие на исходные порошки и их смеси сопровождаются увеличением количества дефектов кристаллического строения, что способствует активации и диспергированию материала частиц. Также вследствие воздействия низкотемпературной плазмы может происходить расплавление или испарение частиц, что ведет к изменению их свойств при быстром охлаждении в жидкости. Перспективность использования ЭР технологии связана с возможностью получения равномерно распределенных микро- и наноразмерных частиц с повышенным уровнем свободной энергии в составе порошковой шихты и, как следствие, с повышенной способностью к интенсивному взаимодействию с нанокремнеземными частицами для создания упрочняющих фаз. Сохранение высокой дисперсности зерен материала изделий осуществляется за счет применения ИПС. При ИПС, заключающемся в пропускании пульсирующего тока (суперпозиция постоянного и переменного тока) через порошок при одновременном механическом уплотнении, возбуждается плазмообразование в газовой фазе, заполняющей промежутки между частицами. Это способствует быстрому нагреву и (под действием внешнего давления) интенсивному уплотнению почти до беспористого состояния, что позволяет в значительной степени обеспечить сохранность ультрадисперсной структуры и открывает возможность получения высокоплотных порошковых композитов с повышенными физико-механическими свойствами. Процессы ЭР синтеза микро- и наноразмерных порошков новых соединений из элементарных порошков металлов и их смесей и дальнейшее применение высокоскоростного ИПС полученных порошков создают условия для повышения прочности (на 10–20 %), твердости и износостойкости (на 30–60 %) получаемых материалов.

## ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛ–ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ПУТЕМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ФОЛЬГ Al и Ti

**Синчук А.В., Васянович Н.А.**

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,  
пр. Октябрьский, 43а, Николаев, Украина, [iipt@iipt.com.ua](mailto:iipt@iipt.com.ua)

Металл-интерметаллидные слоистые композиты (МИСК) – это новые материалы с градиентной структурой, в которых использованы достоинства и нивелированы недостатки чистых интерметаллидов. В частности, МИСК структурной системы Ti/Al<sub>3</sub>Ti благодаря сочетанию малого удельного веса (от 3,5 до 4,0 г/см<sup>3</sup>) и хорошей трещиностойкости (до 50 МПа·м<sup>1/2</sup>) пригодны для изготовления противоударных покрытий и элементов баллистической защиты. Собственного производства МИСК в Украине нет. Существующие за рубежом способы – многостадийны и преимущественно основаны на многократной прокатке или длительном статическом прессовании пакета из слоев разнородных металлов.

*Цель работы* – ускорить процесс получения МИСК путем реакционного спекания слоистых пакетов из фольг Al и Ti, пропуская через них электрический ток.

Использованы фольги титана (BT00) и алюминия (A5) толщиной по 50 мкм, уложенные поочередно в пакеты, которые нагревались под давлением 25–50 МПа. В интервале температур, предшествующем расплавлению Al, производилась изотермическая выдержка, во время которой через фольги пропускался электрический ток (импульсный или постоянный).

Установлено, что в отсутствие тока наиболее существенное влияние на твердофазный синтез интерметаллидов в фольговой системе оказывают температура спекания и условия теплоотвода, давление прессования и наличие окисных плен на поверхности фольг – менее значимы.

В отсутствие тока реакционное спекание пакетов толщиной 1 мм длится 7–8 часов, а под действием импульсного тока (в диапазоне амплитуд от 20 до 800 А и частот следования импульсов от 40 до 1600 Гц) – не более 5 часов. При этом скорость роста интерметаллидных слоев определяется суммарной энергией, введенной в слоистый проводник за время спекания. Наиболее эффективной схемой токовой обработки является пропускание монополярных импульсов тока с

подключением фольг Al к «-» контакту, а фольг Ti – к «+» контакту, когда направление тепловой диффузии совпадает с направлением электропереноса, что положительно воздействует на кинетику роста химических фаз.

Также импульсный ток обеспечивает уменьшение высоты микровыступов шероховатости поверхности фольг за предел оптического разрешения.

Под действием постоянного тока силой 70–140 А длительность реакционного спекания слоистых пакетов толщиной 1–3 мм сокращается до 3–4 часов. Пропускание постоянного тока через слоистый проводник за счет выделения Джоулева тепла позволяет поддерживать необходимую температуру реакционной системы и является менее энергозатратным по сравнению с процессом горячего прессования, где используется сторонний нагреватель.

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что вне зависимости от действия тока, единственным интерметаллидом, образующимся в системе, является триалюминид Al<sub>3</sub>Ti с микротвердостью 4,5–7 ГПа. Химические превращения в системе сопровождаются образованием пор и микротрещин по границам зерен алюминида из-за различия температурных коэффициентов линейного расширения имеющихся в многослойном композите фаз. Плотность композитов после пропускания тока выше, так как ток способствует залечиванию этих дефектов. Электрическое сопротивление МИСК изменяется пропорционально количеству непроводящей алюминидной фазы.

К числу возможных механизмов действия электрического тока, обеспечивающих ускорение гетерогенных химических реакций, можно отнести Джоулев нагрев межслоевых границ, пограничную электромиграцию и электропластический эффект.

В целом, полученные в работе результаты открывают перспективу создания одностадийного и более эффективного, в сравнении с зарубежными аналогами, способа получения МИСК.

## ТЕОРИЯ СУШКИ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup>**

Российский союз автостраховщиков (РСА),

ул. Люсиновская, 27, стр. 3, Москва, 115093, Россия, [shumenkovv@mail.ru](mailto:shumenkovv@mail.ru)

<sup>(1)</sup>ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет

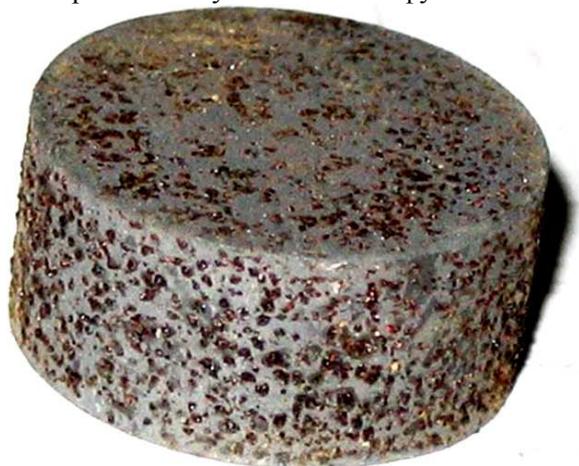
«Московский институт стали и сплавов»,

Ленинский проспект, 4, Москва, 119049, Россия, [shvnmisis@mail.ru](mailto:shvnmisis@mail.ru), [shumenkovn@yandex.ru](mailto:shumenkovn@yandex.ru)

В 1968 году Алексей Васильевич Лыков в работе [1] описал возможность перемещения вещества из одного капиллярно пористого тела в другое, если размер капилляров первого тела больше, чем размер капилляров второго тела. Это послужило основанием для разработки «метода фитиля» [2].

В теории тепломассобмена А.В.Лыков рассмотрел перенос влаги в пористых телах. Его работы позволили разработать способ мокрого прессования пластифицированных гранул.

На рисунке 1 изображение образца после мокрого прессования и сушки на воздухе в электрическом сушильном шкафу.



**Рисунок 1. Выделение пластификатора**

Мокрое прессование лиофильной жидкостью, растворяющей пластификатор, позволяет растворить пластификатор и вывести его на поверхность прессовки, что значительно облегчает удаление пластификатора при последующем спекании. Это стало возможным на основании теории сушки А.В. Лыкова.

При выделении пластификатора проявляется влияние гравитации. На рисунке 2 изображение верхней поверхности.

На рисунке 3 выделение пластификатора на нижней поверхности образца.



**Рисунок 2. Выделение пластификатора**



**Рисунок 3. Выделение пластификатора**

### Литература

1. А.В.Лыков. Теория сушки, Москва, Энергия. 1968. С. 418.
2. Wick debinding in powders injection molding / Vetter Rob, Sanders Mourits, // Int. J. Powder Met. – 1994. – 30, #1. – p. 115-124.

## ТЕОРИЯ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. МОКРОЕ ПРЕССОВАНИЕ С ЛИОФИЛЬНОЙ ЖИДКОСТЬЮ

**Шуменко В.В., Шуменко В.Н.**<sup>(1)</sup>

Российский союз автостраховщиков (РСА),

ул. Люсиновская, 27, стр. 3, Москва, 115093, Россия, [shumenkovv@mail.ru](mailto:shumenkovv@mail.ru)

<sup>(1)</sup>ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет

«Московский институт стали и сплавов»,

Ленинский проспект, 4, Москва, 119049, Россия, [shvnmisis@mail.ru](mailto:shvnmisis@mail.ru), [shumenkovn@yandex.ru](mailto:shumenkovn@yandex.ru)

Прессование жидкость содержащих смесей известно давно и широко применяется в производстве керамических материалов [1]. При прессовании керамических материалов возникают определенные трудности, связанные с противодействием жидкости и воздуха. Воздух попадает в смесь при замешивании твердой фазы с жидкостью.

Теория капиллярно пористого тела А.В. Лыкова давно объяснила, как избежать эти трудности [2]. По данным А.В. Лыкова жидкость может образовывать 2 состояния: защемленную жидкость, рисунок 1 и защемленный воздух, рисунок 2.

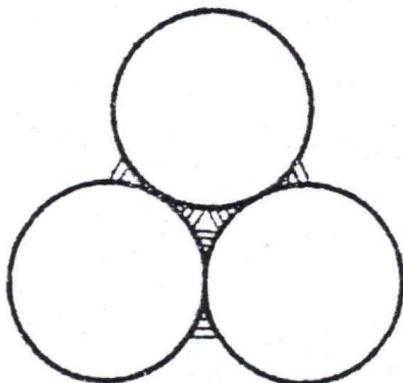


Рисунок 1. Состояние защемленной жидкости

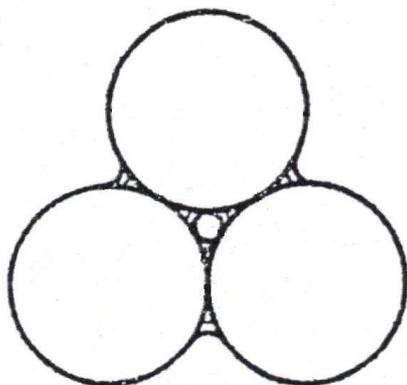


Рисунок 2. Состояние защемленного воздуха

В Московском институте стали и сплавов с 2004 года ведутся работы по применению теории А.В. Лыкова в порошковой металлургии.

При небольших количествах жидкости - состоянии защемленной жидкости, уплотнение частиц происходит легче, т.к. она уменьшает внешнее и внутреннее трение частиц, а воздух беспрепятственно выходит по поровым каналам.

При увеличении количества жидкости наступит состояние защемленного воздуха. Защемленный воздух препятствует уплотнению порошкового образца, воздух остается внутри образца. В таблице 1 приведены плотности прессованных твёрдосплавных смесей, г/см<sup>3</sup>. Объем вводимой жидкости, в %, от объема пор в прессованном образце, который остается после прессования гранулированной смеси традиционным способом.

Таблица 1.

СПЛАВ	0 %	20%	40%	60%
ВК6	6,0	<b>6,8</b>	6,1	5,8
ВК15	4,5	5,3	<b>6,4</b>	6,3
ВК20	5,0	5,7	<b>6,4</b>	6,3
Т15К6	5,1	6,4	<b>6,9</b>	5,2
Т14К8	4,2	5,3	<b>6,4</b>	5,5
Т5К10	6,9	6,3	<b>7,2</b>	5,8

Объем вводимой жидкости рассчитан исходя из объема между частичных пор.

Кроме повышения плотности образцов, давление прессования уменьшается в 2 раза.

### Литература

1. Р.Я. Попильский, Ф.В. Кондрашов. Прессование керамических порошков. М.: Металлургия, 1968. с. 272.
2. А.В.Лыков. Тепло и массообмен в капиллярно-пористых телах. М.: Гостехиздат. 1954. 296с.

## РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. МОКРОЕ ПРЕССОВАНИЕ С ЛИОФОБНОЙ ЖИДКОСТЬЮ

**Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup>**

Российский союз автостраховщиков (РСА),

ул. Люсиновская, 27, стр. 3, Москва, 115093, Россия, [shumenkovv@mail.ru](mailto:shumenkovv@mail.ru)

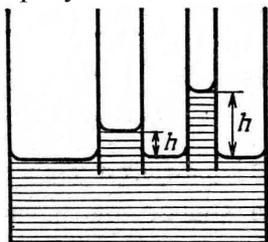
<sup>(1)</sup>ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет

«Московский институт стали и сплавов»,

Ленинский проспект, 4, Москва, 119049, Россия, [shvnmisis@mail.ru](mailto:shvnmisis@mail.ru), [shumenkovn@yandex.ru](mailto:shumenkovn@yandex.ru)

Теория капиллярно пористого тела, теория тепломассообмена и теория сушки Алексея Васильевича Лыкова основаны на взаимодействии твёрдого тела с лиофильной жидкостью.

Известно, что в капиллярах лиофильная и лиофобная жидкости ведут себя противоположно, рисунок 1, 2.

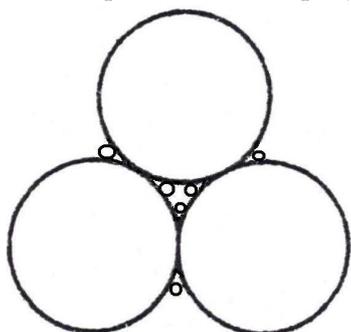


**Рисунок 1. Поведение лиофильной жидкости**



**Рисунок 2. Поведение лиофобной жидкости**

В НИТУ МИСИС теория А.В. Лыкова получила дальнейшее развитие – взаимодействие порошкового тела с лиофобной жидкостью при прессовании. Модель взаимодействия представлена на рисунке 3.



**Рисунок 3. Модель взаимодействия**

Леофобная жидкость не смачивает частицы порошка и поэтому не образует состояния ни заземленного воздуха, ни заземленной жидкости.

Промышленную смесь Т5К10, пластифицированную раствором каучука в бензине, высушенную и гранулированную, прессовали в стальной пресс форме. После засыпки гранул, перед введением пуансона, на поверхность порошка распыляли дистиллированную воду [1].

Преимущество мокрого прессования с лиофобной жидкостью:

- повышение равно плотности;
- увеличение плотности;
- снижение давления прессования.

В настоящее время ведутся работы по исследованию поведения лиофобной жидкости при теплообмене и сушке в капиллярно пористом теле.

Для введения жидкости в матрицу не требуется дополнительной технологической операции, нет увеличения продолжительности процесса прессования. Это достигается тем, что на бункере-дозаторе, на внешней стороне, размещают распылитель. Впрыскивание жидкости происходит в момент перемещения бункера-дозатора на пресс столе.

Способ мокрого прессования с лиофобной жидкостью имеет преимущество перед способом «теплого» прессования, разработанного фирмами Дорст и Хаганес.

Он прост и не требует сложного технологического оборудования.

### Литература

1. Патент RU № 2 476 293 С2 «Способ мокрого прессования пластифицированных гранул с лиофобной жидкостью», от 27.02.2013. МПК В 22F 1/00 (2006.01). Опубликовано 27.10.2012. Бюллетень № 30.

## СПОСОБ ВВЕДЕНИЯ ПЛАСТИФИКАТОРА

**Шуменко В.В., Шуменко В.Н.<sup>(1)</sup>**

Российский союз автостраховщиков (РСА),

ул. Люсиновская, 27, стр. 3, Москва, 115093, Россия, [shumenkovv@mail.ru](mailto:shumenkovv@mail.ru)

<sup>(1)</sup>ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет  
«Московский институт стали и сплавов»,

Ленинский проспект, 4, Москва, 119049, Россия, [shvmisis@mail.ru](mailto:shvmisis@mail.ru), [shumenkovn@yandex.ru](mailto:shumenkovn@yandex.ru)

Московском институте стали и сплавов разработан способ введения пластификатора, который может конкурировать с самым распространенным способом – сушкой распылением.

Теоретической основой стали теория пограничного слоя Людвиг Прандтля и теория капиллярно пористого тела Алексея Васильевича Лыкова.

Из теории пограничного слоя следует, что он образуется на поверхности твёрдого тела и сохраняется, несмотря на удаление жидкости.

Алексей Васильевич Лыков в теории капиллярно пористого тела описал, как должна перемещаться лиофильная жидкость по капиллярам.

В теории сушки А.В. Лыков описал факторы, влияющие на испарение лиофильной жидкости из капиллярно пористого тела. Он ввел понятия – зона испарения, зона заглубления.

Для введения пластификатора и грануляции использовано оборудование для вакуумной фильтрации.

На рисунках 1, 2 представлены перфорированная ячейка и пластифицируемый материал.



**Рисунок 1. Перфорированная ячейка**

Перфорированная решётка, которая располагается на фильтрующей ткани.



**Рисунок 2. Пластифицируемый порошок**

Способ введения пластификатора и грануляция на вакуумном фильтре применим для лабораторного и промышленного применения. Преимущество:

- простота способа,
- минимальное количество пластификатора.

### Литература

1. Патент RU № 2 496 605 С1 «Способ введения пластификатора и устройство для его осуществления» МПК В 22F 1/00 (2006.01) 10.05.2012г. Оpubл.27.10.2013.

## ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА КАК СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ

**Валеев И.Ш., Валеева А.Х.**

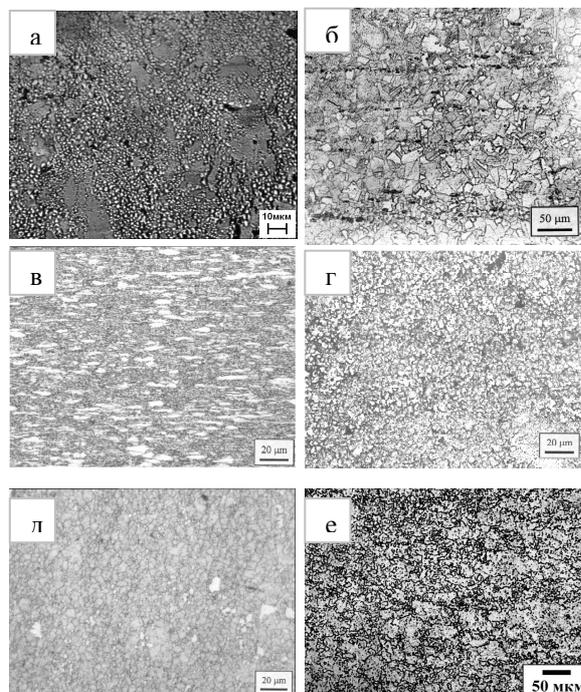
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
ул. Ст. Халтурина, 39, Уфа, 450001, Россия, [valeevs@mail.ru](mailto:valeevs@mail.ru)

Металлические и керамические нанокристаллические материалы, характеризующиеся размерами зерен менее 100 нанометров, обладают высокими значениями прочности и твердости, что требуется во многих областях. В то же время, они обычно имеют очень низкую пластичность, что снижает возможность их практического применения [1,2].

Одним из подходов, позволяющим совместить в нанокристаллических материалах высокую прочность и пластичность, является формирование бимодальной структуры, в которой доля зерен (~0,25) микронного размера ( $d=1-10$  мкм) распределены в нанокристаллической или ультрамелкозернистой матрице. Такие бимодальные зеренные структуры можно создать путем частичной рекристаллизации при статическом отжиге сильно деформированных (методами интенсивной пластической деформации) металлов [1,2]. Методы ИПД (равноканальное угловое прессование, изотермическая деформация, гидростатическая экструзия и т.д.) требуют достижения больших деформаций и отличаются высокой стоимостью и низкой технологичностью. Частичную рекристаллизацию в предварительно деформированных металлах и сплавах можно вызвать электроимпульсной обработкой (ЭИО), причем в этом случае не требуется таких высоких степеней деформации, как при ИПД.

ЭИО подвергались следующие материалы: медь М1, магниевый сплав ZK60, алюминиевые сплавы АМг6, 1570С, титановый сплав ВТ6, инструментальная сталь Р6М5. Перед ЭИО металлы и сплавы деформировали холодной прокаткой до степеней деформации 20 – 40%. ЭИО проводилась на плоских образцах, на магнитно-импульсной установке Г12-40 в диапазоне плотностей тока 1 – 10 кА/мм<sup>2</sup> при длительности импульсов ~ 10<sup>-4</sup>с [3].

Типичная бимодальная микроструктура в металлах и сплавах, полученная после предварительной деформации и ЭИО приведена на рисунке.



**Рис. Микроструктура после ЭИО: а) сплав МА14, б) медь М1, в) сплав ВТ6, г) сплав АМг6, д) сталь Р6М5, е) сплав 1570С.**

Таким образом, ЭИО позволяет получить в исследуемых материалах, в зависимости от степени предварительной деформации и вложенной энергии, бимодальную структуру.

1. Ovid'ko I.A., Sheinerman A.G. Plastic deformation and fracture processes in metallic and ceramic nanomaterials with bimodal structures. / Rev.Adv.Mater.Sci.16 (2007)1-9.
2. Malygin G.A. Strength and plasticity of nanocrystalline metals with a bimodal grain structure/Phys. of Solid State. 50 (6) (2008) 1032-1038.
3. Valeev I.Sh., Kamalov Z.G. Structure Evolution in Copper Resulted from the Effect of Powerful Current Pulses. JMEP. 12(3)(2003) 272-278.

## ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Люшинский А.В., Фёдорова Е.С.

ОАО «Раменское приборостроительное конструкторское бюро»  
ул. Гурьева, 2, Раменское Московской области, 140103, Россия, [rpkb@rpkb.ru](mailto:rpkb@rpkb.ru)

Титановые сплавы широко применяются в производстве двигательных установок ракетно-космической и авиационной техники.

Соединение титановых сплавов без расплавления позволяет максимально сохранить исходные свойства и обеспечить высокую прочность и пластичность сварных соединений.

Диффузионная сварка имеет большие возможности варьирования параметрами процесса, в широком диапазоне обеспечивающие получение качественного соединения. В условиях диффузионной сварки пластическая деформация локализуется в приконтактной зоне, т.е. качественное соединение может быть получено при различных значениях остаточной (макропластической) деформации. Это позволяет получать прецизионные сварные соединения.

Значительные трудности возникают при разработке технологии диффузионной сварки титановых сплавов, которые связаны с комплексным влиянием температуры  $T_{св}$ , сварочного давления  $P$ , времени выдержки  $t$  на структурные изменения в них. В свою очередь механические свойства сварных соединений из титановых сплавов крайне чувствительны к изменениям структуры, поэтому необходимо управлять этими изменениями для получения высокой прочности и пластичности, как самого сплава, так и сварного соединения.

В ОАО РПКБ проведены исследования по диффузионному соединению титановых сплавов ВТ-20, ВТ-8 и др. в одноименном и разноименном сочетании и разработаны базовые технологии. Фактором, определяющим режим диффузионной сварки титановых сплавов, является микроструктурное состояние приповерхностных слоев. Для получения равнопрочного соединения по всей поверхности контактирования необходимо, чтобы свариваемые заготовки имели однотипную микроструктуру. При этом меньшие энергетические затраты при диффузионной сварке будут в том случае, если заготовки имеют мелкозернистую равноосную (глобулярную) структуру, характеризующую наименьшим сопротивлением высокотемпературной деформации [1..4].

За нижний предел температуры сварки принимают температуру активации процессов рекристаллизации и диффузии. За верхний предел температуры сварки принимают температуру начала интенсивного роста зерна. При высоких температурах происходит также падение пластичности титановых сплавов.

Для получения качественного сварного соединения температуру сварки следует назначать в интервале, которому соответствуют высокие пластические свойства металла. Этот температурный интервал определяют по диаграммам технологической пластичности. Для титановых сплавов температура сварки составляет примерно  $950...1100^{\circ}\text{C}$  [1..4].

Качественное соединение ВТ-20+ ВТ-20 образуется в диапазоне температур  $T = 1000 - 1100^{\circ}\text{C}$ , при сварочном давлении  $P = 1 \div 2 \text{ кг/мм}^2$  и времени выдержки  $t = 30 - 60$  мин. При этом прочность соединения составляет  $\sigma_{в} \geq 115 \text{ кгс/мм}^2$ , деформация деталей не превышает 5%.

ДС жаропрочного титанового сплава ВТ8 + ВТ8 реализуется при  $T = 950 - 1100^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 1 \div 2 \text{ кг/мм}^2$  и  $t = 40 - 60$  мин. Прочностные свойства сварных соединений близки к прочности основных металлов  $\sigma_{в} \geq 53 \text{ кгс/мм}^2$ , деформация деталей не превышает 5%.

### Литература:

1. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов. Учеб. Пос. для студентов вузов /Изд. центр «Академия», 2006, 208 с.
2. Глазов С.И., Люшинский А.В., Магнитов В.С., Обознов В.В., Чуклинов С.В. Основы технологии электронно-лучевой и диффузионной сварки. Рыбинск, 2001, 288с.
3. Люшинский А.В., Лопатина Е.С. Промежуточные слои в диффузионной сварке жаропрочных сплавов: Итоги диссертационных исследований. Том 3.- Материалы V Всероссийского конкурса молодых ученых. М.: РАН, 2013.-131с.
4. Люшинский А.В., Скворцова С.В., Филатов А.А., Мамаев В.С. Диффузионная сварка некоторых титановых сплавов: ВНТК «Сварка и контроль-2004», с. 98-101.

## CERAMOMATRIX COMPOSITES – TO-METAL DIFFUSION WELDING

**Lyushinskiy A.V., Fedorova E.S.**

JSC “Ramenskoye Design Company”,

2 Guriev Str., Ramenskoye, Moscow Region, Russia, [rpkb@rpkb.ru](mailto:rpkb@rpkb.ru)

Ceramomatrix composites (titanium carbonitrides, silicon carbide) are used now as an alloy basis for manufacturing cutting tools, anti-wear parts, head bushes, in boring tools and as a heatproof material as well. Ceramomatrix composites are sluggish chemical substance: they do not interact with most of the acids. They are capable to withstand heating on the open air approximately up to 1500°C and sublime at a temperature above 1700°C. High thermal stability of ceramomatrix composites makes them suitable for use as parts of high temperature oven equipment [1].

To use them as a structural material, as a rule it is necessary to join it to metallic material. As a rule, a fusion welding is not suitable to join metal to ceramic and glassy material due to natural non-compatibility of the components. The diffusion welding has a best potential in creation of integral joints of ceramomatrix composites.

The most widespread defect of the ceramomatrix composites-to-metal joints are cracks because of high level residual stress due to large difference in thermal coefficients of expansion of joining material.

The thermal expansion coefficients matching of joining material removes a thermal stress hazard. However, it is also possible to join materials which thermal coefficients of expansion are not matched.

The procedure of ceramomatrix composites-to-metal integral joint by means of diffusion welding has been developed and patented

by JSC “RPKB”. The intermediate nickel-based gaskets were used while developing the diffusion welding procedure. Welding temperature was 1000-1200°C, welding pressure - 1 ÷ 2 kg/mm<sup>2</sup> [1...5].

As a result, the physical/mechanical properties of the welded materials are stable and a welded joint of high quality has been. Plastic deformation of metals is 5% or less, welding joint strength properties are close to basic material strength.

### References:

1. A.V. Lyushinskiy. “Diffusion Welding of Dissimilar Metals”/Publishing Centre “Academy”, 2008, 208 pgs.
2. S.I. Glazov, A.V. Lyushinskiy, etc. “The basic technology electron-beam and diffusion welding”. Rybinsk, 2001, 288 pgs.
3. A.V. Lyushinskiy, E.S. Lopatina. “Intermediate Layers in Heatproof Metal Welding: Summary of Dissertation Studies”. Volume 3 - Publications of V All-Russian Young Scientist Competition. Moscow, RAN, 2013, 131 pgs.
4. A.V. Lyushinskiy. “Innovative Welding Technologies. Engineering/Physical Principles”. Publishing House “Intellect”. 2013, 240 pgs.
5. A.V. Lyushinskiy. Interspecific Diffusion Welding of Tungsten, Molybdenum, Titanium and Copper through Intermediate Layers. / Welding and Diagnostics, 2009, pages 42-44.

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ИЗУЧЕНИИ ПРОЦЕССА ГОРЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Трефилов В.А., Наумов И.С.**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
Комсомольский просп., 29, Пермь, 614990, Россия, [igor14-88@list.ru](mailto:igor14-88@list.ru)

В мире за один год происходит несколько миллионов пожаров, уничтожается бесчисленное количество ценностей, погибает больше 150 тысяч человек и ещё большее количество людей получают травмы.

В целом в жилых и общественных зданиях и помещениях гибнет около 90% от общего количества погибших на пожарах. При этом главные причины гибели людей на пожарах - действие продуктов горения (до 76% от общего числа погибших) и высокая температура (до 19% от общего числа погибших), что является следствием использования пожароопасных полимерных многослойных материалов, хорошо поддерживающих процесс горения и распространения пламени. Эти материалы легко воспламеняются и оплавляются, выделяют ядовитые вещества в процессе горения.

Токсичные продукты сгорания являются основным фактором, который ведёт к наибольшему количеству человеческих жертв. Состав продуктов сгорания зависит от состава горящего вещества и от условий его горения. При полном сгорании органических веществ в условиях низких температур и недостатка воздуха образуются – окись углерода, спирты, кетоны, альдегиды, кислоты. Эти продукты образуют едкий и ядовитый дым. Кроме того, продукты неполного горения сами способны гореть и образовывать с воздухом взрывчатые смеси [1].

Одним из основных направлений повышения пожарной безопасности зданий и сооружений является использование наиболее эффективных огнезащитных материалов (пассивная защита) для строительных конструкций, снижения горючести полимерных многослойных материалов и скорости распространения огня по ним. Для этого необходимо смоделировать поведение материала при пожаре в лабораторных условиях, следовательно, существует необходимость исследования полимерных многослойных материалов на горючесть, воспламеняемость, способность дымообразования, на скорость распространения пламени, а также на токсичность и другие, опасные и вредные факторы пожара.

Для того чтобы остановить процесс горения многослойного материала, нами предложено ввести слой из такого материала, который будет выполнять функцию барьера. Этот слой не будет давать возможности дальнейшего распространения

пламени вглубь материала, останавливая процесс горения автоматически при прогорании до него. Будет происходить процесс постепенного затухания, что исключит или сведет к минимуму участие человека в процессе ликвидации и локализации очага возгорания средствами пожаротушения.

Для нахождения экспериментально определяемых характеристик процесса необходима база для исследования. Проанализировав весь спектр предлагаемых установок, приборов и стендов для проведения работ, связанных с исследованием процессов горения полимерных многослойных материалов можно сказать, что для полноценного комплексного анализа процессов горения нужна установка, сочетающая в себе возможность выявления всех необходимых параметров одновременно, в которой исследование направлено не на отдельный материал и параметр, а имеется возможность определения различных параметров большинства полимерных многослойных материалов [2].

Параметры материалов, которые необходимо определить: группа горючести; температура воспламенения; температура тления; температура самовозгорания; скорость распространения пламени; коэффициент дымообразования. Необходимо не только определять весь спектр параметров возникающих во время пожара, нужно ещё обеспечить безопасность проведения работ (минимизировав доступ в рабочую зону), а также предусмотреть возможность дополнительных исследований на установке.

Существующие установки не дают возможности комплексной оценки пожароопасности строительных и отделочных материалов, кроме того они очень громоздки и небезопасны при эксплуатации [3]. При создании установки были учтены её эргономичность и безопасность составляющих элементов.

1. ГОСТ 30244-94. Материалы строительные. Методы испытания на горючесть.
2. Федеральный закон РФ от 22 июля 2008 г. № 123-ФЗ «Технический регламент о требованиях пожарной безопасности».
3. Наумов И.С. Комплексный анализ процессов горения // Геология, геофизика и разработка нефтяных и газовых месторождений – 2010. – № 12. – С.77-79.

## МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ФОРМИРУЕМЫЕ ПЛАЗМЕННЫМ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ

**Машталяр Д.В., Синебрюхов С.Л., Егоркин В.С., Гнеденков С.В.**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук

пр. 100-летия Владивостока, 159, Владивосток, 690022, Россия, [madiva@inbox.ru](mailto:madiva@inbox.ru)

Эксплуатация деталей при больших нагрузках, высоких скоростях, в агрессивных средах и других экстремальных условиях приводит к ужесточению требований, предъявляемых к конструкционным материалам. В связи с этим разработка технологий модифицирования поверхности деталей из металлов и сплавов – актуальная и перспективная задача. Одна из стремительно развивающихся технологий в области модификации поверхности – плазменное электролитическое оксидирование (ПЭО). Метод ПЭО позволяет достичь высокого уровня электроизоляционных, антифрикционных, антикоррозионных, магнитоактивных свойств, жаро-, тепло- и износостойкости поверхности обрабатываемых изделий [1]. В состав поверхностных ПЭО-слоев могут целенаправленно вводиться наноразмерные материалы, что позволяет существенно расширить спектр применения изделий за счет приобретения ими дополнительных свойств: антинакипных, гидрофобных, супергидрофобных и т.д.

Для создания на металлах и сплавах композиционных полимерсодержащих покрытий значительный интерес представляют ультрадисперсный политетрафторэтилен (УПТФЭ) торговой марки «Форум®» и его низкомолекулярные производные, что обусловлено прежде всего многообразием свойств этого фторполимера и его практической значимостью [2]. В качестве неорганических материалов в работе для синтеза новых композиционных слоев были использованы наноструктурированные (с размером частиц до 100 нм) порошки: оксиды алюминия, кремния, циркония и кобальта, полученные в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН к.т.н. А.В. Самохиным под руководством академика Ю.В. Цветкова [3].

Проведенные исследования показали перспективность использования фракций УПТФЭ для получения композиционных полимерсодержащих слоев на покрытиях,

сформированных методом ПЭО [4]. Внедрение наночастиц оксидов металлов в такие слои обеспечивает получение бездефектных полимерсодержащих покрытий, обладающих лучшими защитными свойствами по сравнению с базовым ПЭО-слоем. Разрабатываемые подходы открывают широкие перспективы формирования на контактирующих поверхностях ответственных деталей, узлов, механизмов и машин наноструктурированных защитных покрытий. Такие наномодифицированные слои обеспечивают требуемые функционально-эксплуатационные характеристики изделий общего и специального назначения, эксплуатируемых в экстремальных условиях.

1. Gnedenkova S.V., Khrisanfova O.A., Zavidnaya A.G., Sinebryukhov S.L., Egorkin V.S., Nistratova M.V., Yerokhin A., Matthews A. // Surf. & Coat. Technology. 2010. Vol. 204. P. 2316–2322.
2. Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Buznik V.M., Emel'yanenko A.M., Boinovich L.B. // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2011. Vol. 47. P. 93–101.
3. Minaev A.N., Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Sidorova M.V., Tsvetkov Yu.V., Samokhin A.V. // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2011. Vol. 47. P. 840–849.
4. Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Egorkin V.S., Sidorova M.V., Gnedenkova A.S. Composite polymer-containing protective coatings on magnesium alloy MA8 // Corros. Sci. 2014. In Press.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Комплексной программы фундаментальных исследований Дальневосточного отделения РАН "Дальний Восток" (6.6 и 6.64) и Министерства науки и образования РФ (контракт № 02.G25.31.0035-225 от 12.02.2013).*



## ПЛАЗМЕННЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВ МАГНИЯ С ВЫСОКОЙ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТЬЮ ПО ВОДОРОДУ И УСТОЙЧИВОСТЬЮ К РЕЦИКЛИРОВАНИЮ

**Мельникова Е.И., Колоненко А.Л.<sup>(1)</sup>, Глущенко Г.А.<sup>(1)</sup>, Осипова И.В.<sup>(1)</sup>, Чурилов Г.Н.<sup>(1)</sup>**

Сибирский федеральный университет,

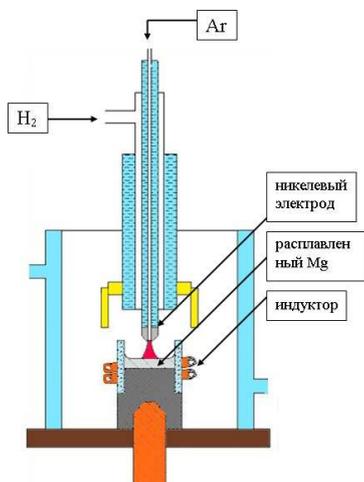
пр. Свободный, 79, Красноярск, 660041, Россия, [melnikova.jane93@gmail.com](mailto:melnikova.jane93@gmail.com)

<sup>(1)</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН,

Академгородок, 50, строение № 38, Красноярск, 660036, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

Запасание водорода в химически связанном состоянии – наиболее перспективный способ [1]. В связи с недостаточно высокими коэффициентами диффузии водорода в процессе образования гидридов, лучше всего использовать металлы в нанодисперсном состоянии, так как в объемном состоянии процесс гидрирования займет гораздо больше время.

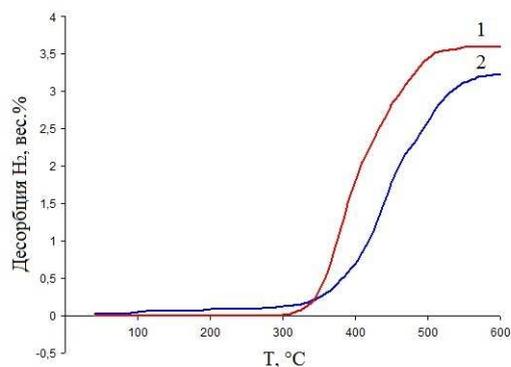
В данной работе нами была разработана технология получения нанодисперсных порошков магния в плазме высокочастотного (ВЧ) дугового разряда. На рис.1 представлена схема плазмохимической установки для синтеза наночастиц. Синтез происходил в потоке водорода и аргона.



**Рис. 1. Схема плазмохимической установки для синтеза наночастиц**

Исследование сорбционных характеристик, полученных образцов, проводилось по методике, разработанной нами ранее [2] при использовании технического водорода. Процесс сорбции-десорбции повторялся 5 раз (рис.2). Выделение водорода происходило в диапазоне 300–500 °С. Масса десорбированного водорода составила 3,58 вес.% и 3,25 вес.%

при первом и пятом циклах, соответственно. Как невысокую сорбционную емкость, так и деградацию образцов в процессе рециклирования, можно объяснить тем, что в процессе экспериментов использовался недостаточно чистый водород. Рентгенофазовый анализ показал, что исследуемые образцы содержат, кроме фазы гидрида и чистого магния, также и фазу оксида магния.



**Рис. 2. Зависимость массы десорбированного водорода от температуры: 1, 2 – первый, пятый цикл десорбции**

В дальнейшем мы планируем использовать более чистый водород, как при синтезе, так и при исследовании процесса рециклирования. Для этого будут использоваться дополнительные системы очистки водорода.

1. Шалимов, Ю.Н. Проблемы применения водорода в энергетике / Ю.Н. Шалимов, В.И. Кудряш, А.Л. Гусев // Альтернативная энергетика и экология. - 2009. - № 3 (71). - С. 61 — 74.
2. Чурилов, Г.Н. Гидрирование нанодисперсных порошков образующихся в потоке углеводно-гелиевой плазмы при введении Ni и Mg // Г.Н. Чурилов, И.В. Осипова, Е.В. Томашевич и др. // ЖЭТФ, 2011, Т.140. Вып.6, С.1211-1217.

## О ВОЗМОЖНОСТИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Шипко М.Н., Коровушкин В.В.<sup>(1)</sup>, Смагина А.В.<sup>(1)</sup>,  
Староверов Б.А.<sup>(2)</sup>, Степович М.А.<sup>(3)</sup>

Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова,  
ул. Дзержинского, 53, Иваново, 153000, Россия, [ivrgteu\\_nir@mail.ru](mailto:ivrgteu_nir@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Ленинский проспект, 4, Москва, 119049, Россия, [krvsch@mail.ru](mailto:krvsch@mail.ru)

<sup>(2)</sup>Костромской государственный технологический университет,  
ул. Дзержинского, 17, Кострома, 156005, Россия, [sba44@mail.ru](mailto:sba44@mail.ru)

<sup>(3)</sup>Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского  
ул. Степана Разина, 26, Калуга, 248023, Россия, [m.stepovich@rambler.ru](mailto:m.stepovich@rambler.ru)

Одним из путей создания перспективных технологий получения материалов и изделий с повышенными эксплуатационными характеристиками для работы в экстремальных условиях является их обработка в слабых импульсных магнитных полях. Результаты наших экспериментальных исследований прецизионных сплавов Fe<sub>3</sub>(SiAl) (сендаст) показывают, что слабое низкочастотное импульсное магнитное поле, изменяя спиновое состояние частиц, может ускорить процессы реконструкции решетки, изменить энергетическое состояние дефектов и, как следствие, вызвать изменение физико-механических параметров материала, в т.ч. повышение износостойкости сплава в 1,2...2 раза [1, 2].

В настоящей работе расширен класс исследованных материалов: изучена возможность использования низкочастотной магнитоимпульсной обработки для упрочнения материала и создания экологически чистой технологии обработки железорудных окатышей. Низкая прочность окатышей приводит к снижению их качества и отрицательно влияет на технико-экономические показатели доменной плавки, а также приводит к образованию пыли и загрязнению атмосферы, при этом наиболее мощным пылевыделением характеризуются процессы погрузки окатышей в вагоны и процессы их складирования на открытом воздухе.

Использовались следующие параметры обработки: величина магнитного поля 200-1000 Э, число импульсов 10-50. В результате испытаний был найден диапазон параметров,

позволяющий повысить прочность на величину от 15 до 32% от среднего значения прочности исходных окатышей. Способ магнитоимпульсного упрочнения окатышей [3] может быть рекомендован для повышения качества продукции на фабриках окомкования, что будет способствовать улучшению экономической эффективности работы предприятия.

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № 1.6107.2011), а также Российского фонда фундаментальных исследований и правительства Калужской области (проект № 14-42-03106).

1. Вирюс А.А., Каминская Т.П., Шипко М.Н., Степович М.А. Локальный анализ состава и структуры прецизионных сплавов системы Fe-Si-Al, подвергнутых магнитоимпульсной обработке // Физика и химия обработки материалов, 2013, № 2, С. 71-75.

2. Заблоцкий А.В., Вирюс А.А., Каминская Т.П., Коровушкин В.В., Кузин А.Ю., Степович М.А., Тодуа П.А., Филиппов М.Н., Шипко М.Н. Локальные характеристики прецизионных сплавов Fe<sub>3</sub>(SiAl) после магнитоимпульсной обработки // Нано- и микросистемная техника. – 2013. – № 7. – С.2-5.

3. Способ обработки железорудных окатышей / Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Подгородецкий Г.С., Староверов Б.А., Дуров Н.М., Смагина А.В. // Патент РФ № 2476607, 2013.

## ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРОИЗВОДСТВО ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ И КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

**Зубкова В.Т., Куратченко А.Б., Дегтярев В.И., Жеманюк П.Д.<sup>(1)</sup>, Мельников Ю.В.**

ГП «Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов  
и ферросплавов»,

ул. Патриотическая, 74 а, Запорожье, 69005, Украина, [ussi@comint.net](mailto:ussi@comint.net)

<sup>(1)</sup>АО «Мотор Сич»,

пр. Моторостроителей, 15, Запорожье, 69068, Украина, [motor@motorsich.com](mailto:motor@motorsich.com)

Создание высокопрочных порошковых материалов, обладающих повышенной (высокой) коррозионной стойкостью и жаростойкостью в широком диапазоне температур и знакопеременных динамических и статических нагрузок, имеет большое значение для прогресса авиационной и космической промышленности Украины.

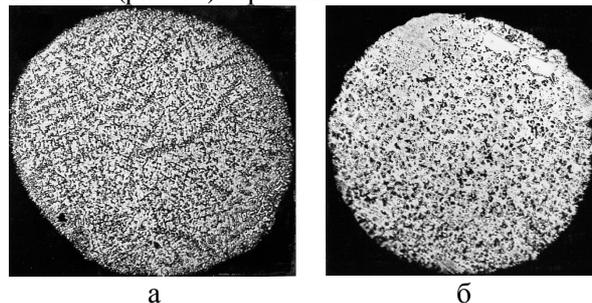
Для решения проблемы обеспечения отечественных предприятий авиадвигателестроения и газотурбостроения Украины (АО «Мотор Сич», ЗМКБ «Прогресс», ГП НПКГ «Зоря-Машпроект») порошковыми материалами ответственного назначения в ГП «УкрНИИспецсталь» освоен выпуск мелкосерийных партий порошковых суперсплавов методом распыления особо чистым аргонном сплава вакуумной выплавки [1]:

- порошки жаропрочных сплавов типа ЖС6У, ЭП741, ЧС-90 и др. для γ-рентгеноконтроля жаропрочного литья сложной формы;
- порошки жаропрочных сплавов на никелевой основе типа ЖС32-ВИ, ЖС2У, ВКНА и др. для плазменно-порошковой наплавки и напыления деталей ответственного назначения, например, рабочих лопаток турбин высокого давления (ТВД);
- высокотемпературные порошковые припои на никелевой основе типа ВПр24, ВПр27, ВПр36, ВПр11-40Н и др. для диффузионной пайки лопаток газотурбинных двигателей (ГТД), залечивания дефектов литых лопаток турбин, изготовления сопловых аппаратов ГТД.

Производство порошковых материалов осуществляется по разработанной в ГП «УкрНИИспецсталь» технологии, содержащей элементы «ноу-хау» такие, как конструкция узла распыления, температура расплава металла перед распылением, температура газа-энергоносителя, диаметр струи жидкого металла и др.

Особенный интерес представляют порошки высокотемпературных припоев на никелевой основе для пайки изделий из жаропрочных сплавов.

Получаемые газораспыленные порошки характеризуются высокой химической однородностью, низким содержанием газов ( $O_2$ ,  $N_2$  и  $H_2$ ) и высокодисперсной микрокристаллической структурой ячеисто-дендритного (рис. 1а) и ячеистого (рис. 1б) строения.



**Рис. 1. Микроструктура газораспыленного порошка припоев ВПр24 (а) и ВПр27 (б), фр. -315+200 мкм, увеличение 250<sup>х</sup>**

Основной фазой в структуре порошковых припоев на никелевой основе является аустенит, в котором сосредоточена мелкодисперсная упрочняющая интерметаллидная фаза. Повышенное содержание кремния и бора в припоях ВПр24 и ВПр27 обеспечивает повышенную жидкотекучесть и необходимую степень растекания припоя по паяемой поверхности изделий.

Прочность паяных швов из высокотемпературных порошковых припоев на никелевой основе составляет 0,8 от прочности основного материала изделий – сопловых агрегатов, лопаток турбин и др.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Терновой Ю.Ф., Кудиевский С., Пашиетнева Н.Н. Инженерные расчеты технологических процессов распыления расплавленных металлов: Монография. – Запорожье: - ЗГИА. – 2005 г – 149 с.

## ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА И СПЕКАНИЯ ЛИГАТУР ДЛЯ КАРБИДОСТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ОТХОДОВ ШХ15

Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Бездорожев А. В., Тихонова И. Б.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3 Киев, 03142, Украина, E-mail [gbag@rambler.ru](mailto:gbag@rambler.ru)

Использование карбидостали как материала обладающего высоким комплексом физико-механических свойств для изготовления износостойких деталей связано с поиском различных способов направленных на снижение их стоимости. Одним из этих способов является использование шламовых отходов подшипниковых сталей.

Исходный шлам подшипниковой стали восстанавливали в муфельной печи при температуре 950 °С в среде водорода и выдержке 1,5 ч. Полученный стальной порошок использовали для приготовления лигатуры составом 40%ШХ15–48%Ti–12%С, которую перед синтезом прессовали в цилиндрические образцы при давлении 600 МПа. В качестве источника титана использовали гидрид титана. Синтез лигатуры проводили при 1130°С в течение 1 ч., после чего пористые брикеты размалывали и готовили смесь 50,6%лиг.–46,8%ШХ15–2,6%В<sub>4</sub>С с последующим прессованием при 700 МПа. Спекание прессовок проводили при 1200 °С в течение 0,5 ч. в среде аргона.

Фазообразование в процессе синтеза лигатур с использованием промышленных шлифовальных отходов исследовали методом рентгенографии на установке ДРОН-3, в Ка кобальтовом излучении.

Дифракционная картина ватобразного шлифовального отхода ШХ15 представлена тремя фазами: свободным углеродом, железом с решеткой ГЦК, железом с решеткой ОЦК (рис. 1, а). Наблюдается существенный наклеп отходов в результате деформационно-температурного воздействия при обработке изделий подшипниковой стали.

Дифрактограмма восстановленного шлама, с целью извлечения железа, представлена спектром α-Fe. Дублетность линии 220 характеризует равновесное состояние восстановленного железа (рис. 1, б). Слабые рефлексы принадлежат Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, С.

Лигатура (рис. 1, в) имеет многофазовый состав. Основной фазой является TiC. Фиксируются также фазы α-Fe, SiC, Fe<sub>3</sub>C, FeTi.

При спекании лигатуры с добавками В<sub>4</sub>С формируются фазы: TiC-преобладает, Ti<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, TiB<sub>2</sub>, TiB, FeV, незначительно – α-Fe (рис. 1, г).

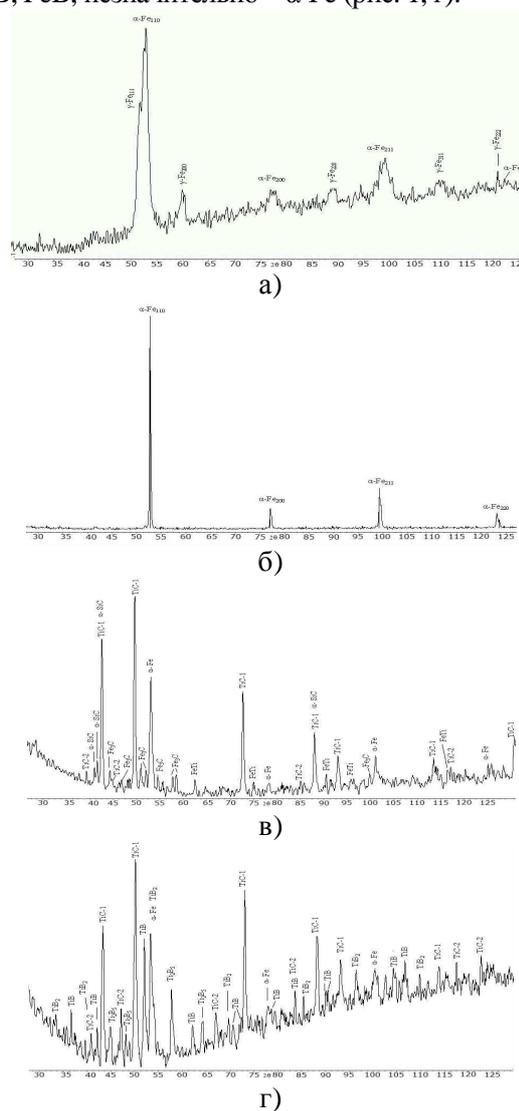


Рис. 1. Рентгенограммы порошковых материалов в процессе синтеза шламовых отходов с добавками Ti и В<sub>4</sub>С: а) исходный шлам; б) восстановленный ШХ15 из отходов; в) лигатура ШХ15–Ti–С после синтеза; г) спеченный ШХ15–Ti–С с добавкой В<sub>4</sub>С.

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА, ПРОПУЩЕННОГО ЧЕРЕЗ МЕЖФАЗНУЮ ГРАНИЦУ, НА СМАЧИВАНИЕ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ

Дуров А.В., Найдич Ю.В., Сидоренко Т.В.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [avdu@ukr.net](mailto:avdu@ukr.net)

Влияние различных факторов на процессы смачивания твердых тел является важным аспектом при изучении капиллярных свойств неметаллических материалов. Показано, что состав расплава, температура, среда, в которой протекает эксперимент и т.д. сильно влияют на смачивание и адгезию в системе.

В данной работе исследовано влияние пропускания электрического тока на адгезионные процессы, которые протекают при высоких температурах на межфазной границе керамика/металлический расплав.

Для смачивания керамики были выбраны расплавы на основе системы серебро-медь-кислород, которые, как правило, хорошо смачивают поверхность твердых оксидов и могут успешно использоваться на практике для пайки и металлизации. Исследовали сплавы с низким и высоким содержанием Cu – 4 ат.% и 39 ат.% (эвтектический состав). Большинство неметаллических материалов при нормальных условиях являются диэлектриками. Оксиды переходных металлов, в частности диоксиды циркония и гафния, при нагревании становятся полупроводниками (или даже проводниками). Это позволяет пропускать электрический ток не только через каплю расплавленного металла, но и через подложку, и таким образом изучить его влияние на смачивание.

Эксперименты проводились на воздухе в трубчатой резистивной печи. Металлический сплав располагали между керамическими пластинами  $ZrO_2$  или  $HfO_2$ , нагревали до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  и пропускали электрический ток на протяжении 30 мин. При таких условиях в расплаве происходит растворение кислорода из воздуха до равновесной концентрации. Медь, добавленная в расплав, увеличивает содержание кислорода в жидком серебре. А кислород, обладая достаточно высоким сродством к электронам, способствует смещению их от атомов металла. Последние превращаются в положительные ионы, которые связываются с анионами поверхности твердой фазы. Это приводит к улучшению смачиваемости ионного кристалла металлическим расплавом.

Из результатов измерений краевых углов смачивания при этих условиях, которые представлены на рис. 1 и в табл. 1, следует, что при подключении тока силой 1 А наблюдается уменьшение краевых углов смачивания и на катоде и на аноде, хотя значения весьма близки. При повышении силы тока до 2 А происходит растекание расплава по поверхности катодной пластины, и краевой угол становится значительно ниже, чем на аноде.

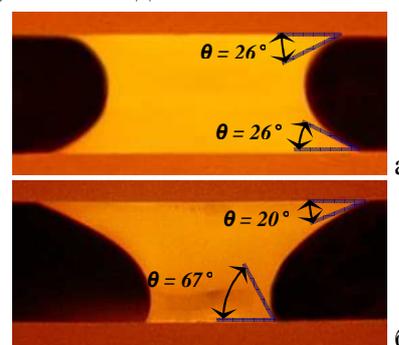


Рис. 2. Фотографии капель Ag–Cu–O, расположенные между пластинами  $ZrO_2$  ( $1000\text{ }^\circ\text{C}$ , к верхней пластине подключен катод): а – сплав Ag–39Cu, 1 А; б – сплав Ag–39Cu, 2 А.

Табл. 1. Краевые углы смачивания  $ZrO_2$ -керамики расплавом Ag–Cu при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  на воздухе

Исходный состав сплава, сила тока и напряжение	Краевой угол смачивания, град.	
	на аноде	на катоде
Ag-4Cu, 0 А, 0 V	49	50
Ag-4Cu, 1 А, 10 V	42	43
Ag-4Cu, 2 А, 12 V	37	22
Ag-39Cu, 0 А, 0 V	41	43
Ag-39Cu, 1 А, 10 V	26	26
Ag-39Cu, 2 А, 12 V	67	20

Учитывая, что в нашем расплаве при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  компоненты существуют в виде ионов, можно говорить о том, что в системе протекает процесс электролиза, в ходе которого на катоде в контактной области керамика-металл скапливается большое количество меди, которая и обеспечивает высокую степень смачивания катодной пластины оксида.

## ЭЛЕКТРОФОРЕТИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ ТИТАНАТА БАРИЯ

**Жигоцкий А.Г., Загорный М.Н., Подсосонный В.И., Иванчук А.А., Рагуля А.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Кие, 03142, Украина, e-mail: chekhovs@ipms.kiev.ua

Исследован процесс формирования электрофоретических покрытий нанопорошков  $\text{BaTiO}_3$  с размером частиц 20–500 нм и удельной поверхностью 28,3–7,5 м<sup>2</sup>/г, их свойства и поверхностная структура в интервале напряженностей электрического поля 25–200 В/см и длительности осаждения 0,5–2 мин.

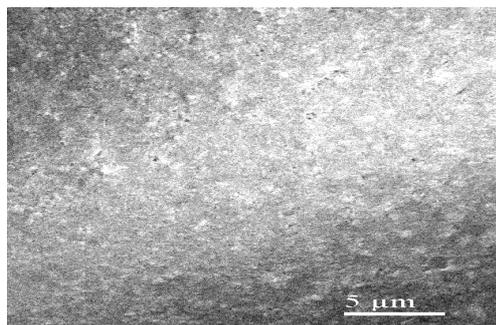
Получение покрытий осуществлялось в две стадии. На первой стадии процесса производилось дезагрегирование частиц порошка  $\text{BaTiO}_3$  в среде органического растворителя или раствора поверхностно-активного вещества в шаровой мельнице в течение 3–24 ч. На второй стадии процесса проводилось электрофоретическое осаждение сегнетоэлектрика с последующим удалением растворителя из полученного покрытия.

Установлено, что с увеличением напряженности электрического поля до 100 В/см и длительности осаждения масса полученных покрытий линейно возрастает, а их толщина неадекватно. С уменьшением размера частиц процесс осаждения становится более интенсивным и образуются покрытия с толщиной и плотностью упаковки элементов структуры 5–30 мкм и 1,5–3,5 г/см<sup>3</sup> соответственно.

Электронно-микроскопические и профилометрические исследования показали, что качественные и однородные покрытия формируются при более низких напряженностях электрического поля и оптимальном сочетании его со временем осаждения.

Исследовано влияние типа металла электрода (Ni, Ti, сталь), химического состава дисперсионной среды и предварительной модификации поверхности частиц  $\text{BaTiO}_3$  неионогенным пленкообразователем – поливинилбутираль (ПВБ). Показано, что наиболее интенсивный процесс осаждения

нанопорошков  $\text{BaTiO}_3$  происходит на поверхности стали из суспензии ПВБ-этанол с толщиной и плотностью покрытия 3–15 мкм и 3–3,8 г/см<sup>3</sup> соответственно.



*Рис.* Электронно-микроскопическое изображение ( $\times 3000$ ) поверхности электрофоретического покрытия нанопорошка  $\text{BaTiO}_3$

Разработана методика формирования электрофоретических покрытий  $\text{BaTiO}_3$  с толщиной меньше 10 мкм.

Полученные результаты трактуются на основе представлений о механизме формирования поверхностного заряда на поверхности частиц  $\text{BaTiO}_3$  в результате ее протонизации, соотношения кинетики процессов их самоорганизации в суспензии и кинетики процесса выделения полученных структур на поверхности электрода с учетом взаимодействия частиц  $\text{BaTiO}_3$  между собой и с поверхностью металла. Также рассматривается роль эндоосмотических эффектов при консолидации электрофоретических осадков в процессе превращения их в покрытия.

Получаемые электрофоретические покрытия на основе нанопорошков могут быть использованы для создания композиционных тонкопленочных материалов.

## КОНСТРУИРОВАНИЕ Nb-СОДЕРЖАЩИХ ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И СПОСОБОВ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ ПРИ ПАЙКЕ РЯДА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (ОКСИДНЫХ, НИТРИДНЫХ И УГЛЕРОДНЫХ)

Журавлев В.С.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, : [zhuravlev@ipms.kiev.ua](mailto:zhuravlev@ipms.kiev.ua)

Металлические припои для пайки неметаллических неметаллизированных материалов должны содержать химически активные элементы к паяемому неметаллу. Они взаимодействуют с паяемым материалом и изменяют состав поверхности неметалла. Смачиваемость и адгезия определяются хемосорбционной способностью компонентов расплава к вновь образованному составу поверхности. Продолжительность растекания расплава в большинстве случаев определяется скоростью изменения состава поверхности. Приготовление таких припоев обычно выполняется или предварительным сплавлением всех его компонентов, или введением активной добавки в основу припоя непосредственно в процессе пайки. В последнем случае используют припаяваемую деталь или специальную вставку из необходимого активного металла. В паяльный зазор помещают сплав из основы припоя. Насыщение расплава активным компонентом происходит в процессе пайки. В ряде случаев используем покрытие на неметалле из порошков активных металлов или их сплавов.

В качестве активной добавки в подавляющем большинстве используют титан. Основным недостатком Ti-содержащих припоев является их высокая химическая активность как по отношению к паяемым неметаллам, так и атмосфере печи, что резко влияет на диэлектрические характеристики паяемого устройства и др. Титан также охрупчивает сплавы.

Целью настоящей работы явилось обобщение результатов по использованию ниобия как адгезионно - активной добавки в металлические припои для пайки неметаллов: рассмотрение характерных процессов контактного взаимодействия ниобия с основой припоя и неметаллом, способов введения Nb в

расплав, повышение пластичности припоев путём создания их на основе меди легированной Ni, Co, Sn, Ge и др, и представить образцы паяных соединений. Показано, что введение в медь Ni, Co, Ge и Sn способствует увеличению растворения ниобия и ускорению растекания расплава. Использование интерметаллидов  $Ni_3Nb$  или  $Co_2Nb$  в качестве припоев для неметаллов позволяет получение паяных соединений с максимальными температурами распайки соответственно 1400 и 1480 °С.

Рассмотрены способы получения припоев при предварительном сплавлении всех компонентов и приемы введения ниобия в расплав в процессе пайки (из ниобиевой детали или вставки) и из покрытия из порошка ниобия или его сплавов. Даны некоторые рекомендации по пропитке слоя порошка ниобия. Определена прочность паяных соединений при изгибе. Показано, что в ряде случаев она составляет до 80% от прочности монолитного материала. Некоторые образцы паяных соединений приведены на следующем рисунке.

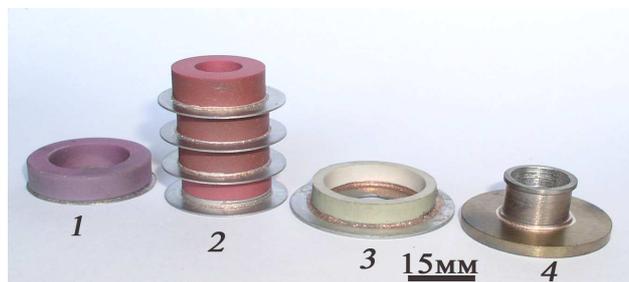


Рис. Паяные образцы неметаллических материалов ниобий-содержащими припоями. (неметаллический материал/припой/металл) 1 – BK94-1/Cu-Ni-Nb/Mo; 2 – BK94-1/Cu-Ni-Nb/Mo (образец многослойный); 3 – муллит /Cu-Sn-Nb/Mo; 4 – TiN-65AlN/Cu-Ge/Nb.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ДВОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА $Ti_3AlC_2$ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ

**Иванова И.И., Демидик А.Н., Карпец М.В., Крылова Н.А., Евлаш С.И.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,

Ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [inna@ipms.kiev.ua](mailto:inna@ipms.kiev.ua)

На протяжении последних десяти лет идет интенсивное изучение нового класса материалов — поликристаллических наноламинатов, которые представляют собой новый тип машинообрабатываемой керамики, предназначенной для высокотемпературного использования. Эти материалы представляют собой тройные соединения, которые отвечают формуле  $Me_{n+1}AX_n$ , где М — переходный металл, А — элемент IIIA или IVA групп, X — углерод или азот, n = 1; 2 или 3 (их называют еще МАХ-соединениями). В данных соединениях сочетаются лучшие свойства металлов и керамики.

В данной работе исследован синтез одного из наиболее перспективных соединений указанной группы —  $Ti_3AlC_2$ . Так как при исследовании синтеза  $Ti_3SiC_2$  была установлена предпочтительность применения в качестве исходного сырья двойных соединений (TiC, SiC), а не элементарных порошков [5], в данной работе также использовались преимущественно двойные соединения, кроме того, в качестве исходного материала применялся гидрид титана. Синтез соединения  $Ti_3AlC_2$  исследовался на шихте состава  $TiH_2 + TiC + Al$ . Порошок алюминия использовался в связи с тем, что применение  $Al_4C_3$  приводит к значительным технологическим сложностям, связанным с его высокой гигроскопичностью. Порошки смешивались на высокоэнергетическом диспергаторе при соотношении шары/порошок 10 : 1 на протяжении 2 ч. Из полученной шихты прессовались образцы пористостью 30–32%. Было изготовлено 5 партий образцов, содержащих различное количество алюминия - от стехиометрического до превышения стехиометрии по алюминию на 60%. Образцы спекали при температурах 1300 и 1400 °С и выдержках от 30 мин до 2 ч. Для оценки фазового состава применялся количественный рентгенофазовый анализ. Интенсивное

фазообразование наблюдается уже при 1300 °С и выдержке 30 мин – материал представляет собой достаточно однофазный  $Ti_3AlC_2$  с содержанием ориентировочно ~5–10% TiC. Однако, усадка, плотность и, соответственно, технологическая прочность образцов в этом случае очень низки. Повышение температуры и выдержки при спекании приводит к росту усадки, и соответственно плотности материала (табл. 1).

**Таблица 1. Фазовый состав и плотность образцов, зашихтованных с разным содержанием алюминия (спекание 1400 °С, 2 ч)**

Превышение % Al	Фазовый состав	Пористость, %	Усадка, %
1,0	$Ti_3AlC_2$ - 78,7% TiC - 21,3%	27	18,0
1,3	$Ti_3AlC_2$ - 92,51% TiC - 7,49%	15	22,7
1,4	$Ti_3AlC_2$ - 96,25% TiC - 3,75%	7,8	25,1
1,6	$Ti_3AlC_2$ - 97,9 % TiC - 2,1 %	3,0	30,0

Следует отметить, что в отличие от системы Ti–Si–C, в случае синтеза  $Ti_3AlC_2$  при любом составе исходной шихты в материале не образуется никаких дополнительных фаз, кроме TiC, соединения Ti–Al в сплавах не наблюдались. Возможно, это объясняется высоким уровнем испарения алюминия в вакууме, в связи с чем излишка Al в системе нет. Минимальной пористостью обладают наиболее однофазные материалы с наименьшим содержанием примеси TiC. Однако, в отличие от сплавов Ti–Si–C в данном случае на образцах всех исследованных составов ни в одном случае не наблюдался рост, даже при большом содержании TiC усадка материала довольно значительна.

## СОЗДАНИЕ ЧИСТЫХ УСЛОВИЙ, ИМИТИРУЮЩИХ УСЛОВИЯ КОСМИЧЕСКОГО ВАКУУМА И АТМОСФЕРЫ ЛУНЫ, ПРИ ПРОВЕДЕНИИ СМАЧИВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ РАСПЛАВАМИ МЕТАЛЛОВ

**Красовский В.П., Красовская Н.А., Найдич Ю.В.**

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, vitalkras@ipms.kiev.ua

Космический вакуум по своим характеристикам близок к тому предельному вакууму (или даже намного превышает последний), который получают сегодня в земных лабораториях в специальных установках. Можно перечислить сотни научных экспериментов, проведение которых возможно лишь в условиях сильно разреженной среды. Только в вакууме удастся получать сверхчистые металлы, осуществлять тончайшие технологические процессы, в том числе прецизионную пайку.

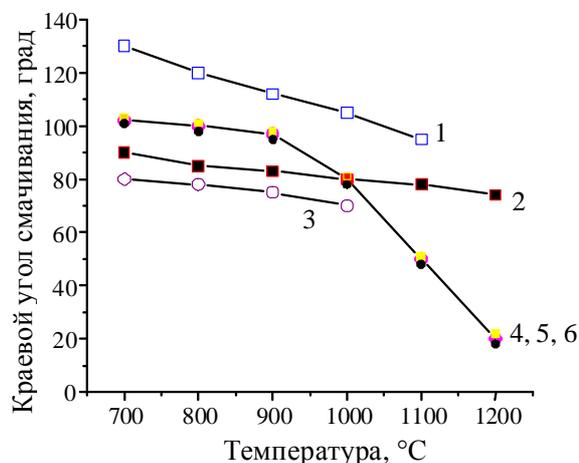
В работе будет исследовано смачивание  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ , графита марки МПГ-6,  $CaF_2$ ,  $MgF_2$ ,  $BaF_2$ ,  $LiF$  расплавами  $In$ ,  $In-Ti$  и  $Al$  с использованием капиллярной очистки расплава во время опыта с целью имитации условий чистого вакуума в космосе и на поверхности Луны.

Исследования смачивания проводили различными вариантами метода лежащей капли (совместный нагрев металла и подложки, отдельный нагрев с капиллярной очисткой расплава, отдельный нагрев металла и подложки с  $Ni$ -покрытием и капиллярной очисткой расплава) в широком интервале температур от 700 до 1100 °С.

Величины краевых углов смачивания при совместном нагреве  $Al$  и подложки исследуемого материала при низких температурах (700 °С) превышали 90°. Это можно объяснить наличием прочной оксидной пленки, находящейся на поверхности расплава  $Al$ . Применение капиллярной очистки способствовало улучшению смачивания по сравнению с результатами, полученными при совместном нагреве алюминия и исследуемого материала. Однако и в этом случае при низких температурах величины углов были около 90°. (рис. 1). Наименьшие углы наблюдаются в случае использования капиллярной очистки расплава и при нанесении  $Ni$ -покрытия на поверхности смачиваемых образцов. Углы составляли 15–40°. В последнем случае происходит смачивание подобного

подобным с одновременным использованием очистки поверхностей алюминиевого расплава и  $Ni$ -покрытия. Главная же причина наилучшего смачивания это химическая экзотермическая реакция, которая сильно увеличивает скорость растекания сплава благодаря эффекту мгновенного повышения температуры, при образовании термодинамически прочных интерметаллидов в системе  $Al/Ni$  (для  $Ni_3Al$ ,  $NiAl$ ,  $NiAl_3$  соответственно 153,4; 142,5; 159,2 кДж/моль), что в итоге дает высокую степень смачивания.

Рис. 1. Смачивание алюминием  $CaF_2$  (1),  $Al_2O_3$  (2),  $SiO_2$  (3), СУ-2000, МПГ-6, пирографита (4, 5, 6)



Полученные результаты могут быть использованы при пайке конструкций космических аппаратов и их ремонте непосредственно в космической среде и на поверхности Луны.

Работа выполнена по Целевой комплексной программе НАН Украины по космическим исследованиям за 2012–2016 гг.

## ХИМИЧЕСКИЙ МЕТОД НАНЕСЕНИЯ НАНОПОКРЫТИЙ НА ВОДОРОДОСОРБЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**Чупров С.С., Хомко Т.В., Галий О.З.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [chuprov51@mail.ru](mailto:chuprov51@mail.ru)

Разработка материалов-накопителей водорода (МНВ) с высокими эксплуатационными характеристиками, несмотря на некоторое уменьшение количества работ в этой области, остается, по-прежнему, актуальной задачей. В настоящее время достигнуты хорошие практические результаты в применении данных материалов для воздухо-независимых двигательных установок. Однако, проблемы циклической стойкости при длительном использовании гидридов и низкая отдача по водороду в первых циклах сдерживают дальнейший рост экологически чистой водородной энергетики.

Введение металлической связки в виде механической смеси различного химического состава в МНВ позволяет повысить их рабочие характеристики, но одновременно снижает общую емкость по водороду, так как связка не является гидридообразующим компонентом. Нанесение (микроплакирование) металлов-катализаторов диссоциативной хемосорбции водорода непосредственно на частицы МНВ позволяет частично решить проблему первых циклов гидрирования-дегидрирования, особенно для магния. При микроплакировании количество металла-катализатора составляет около 5% (мас.), что существенно ниже, чем в механической смеси (20% (мас.) и более). Тем не менее, улучшение весовых характеристик МНВ является существенной необходимостью для практической реализации преимуществ водородной энергетики. Покрытия из наночастиц металлов на поверхности МНВ позволяют уменьшить количество инертного материала.

Известно, что критический размер зародыша новой фазы может составлять  $R_{кр} = (5 \dots 10) \cdot 10^{-10}$  м, т.е. иметь размеры нескольких атомов. Но по статистической теории зародышеобразования, исходя из параметров межатомного взаимодействия отдельных атомов, предпочтительнее является образование кластеров состоящих из 6 и более атомов. Стабильный минимальный размер частиц у различных металлов при химическом методе

осаждения различается. У серебра он составляет около 10 нм, для палладия 5 нм, а для никеля – 20 нм. Следовательно, задача получения нанопокровтий на различных подложках решается практическими методами обработки технологического процесса химического осаждения.

Нанесение нанопокровтий из никеля осуществляли химическим методом из водных сернокислых растворов с использованием гипофосфита натрия как восстановителя. Данный метод позволяет получать покрытия различного размера, не требует дорогостоящего оборудования и процесс протекает практически при стандартных условиях. Методику и режимы получения нанопокровтий из никеля отработывали на пилотных образцах в виде молибденовых пластинок. Исследования образцов на сканирующем Оже-микроскопе JAMP-10S позволили выбрать оптимальный режим получения покрытий с мини-мальным фиксируемым количеством никеля на подложке.

В качестве водородосорбционного материала использовали сплав типа  $AB_2$  на основе циркония  $Zr_{34}Ni_{44}Mn_{13}Cr_{4,5}Al$  со среднем фракционным составом 16,9 мкм. Материал был получен дуговой плавкой и измельчен в вибрационной мельнице. Рентгенографическими исследованиями в  $CuK\alpha$ -излучении определено, что исследуемый сплав представляет собой многофазную систему: основная фаза C15, также содержится значительное количество фазы C14 и небольшие количества вторичных интерметаллидов  $Zr_7Ni_{10}$  и  $Zr_9Ni_{11}$ . Покровтия наноразмерного характера получали на частицах интерметаллида путем регулирования времени процесса в индукционный период осаждения, соответствующий зарождению фазы никеля на подложке, и который составлял 1–6 мин. Количество осажденного никеля при этом составляло менее 1,0% (мас.) во всех случаях. Водородоемкость исходного сплава составляет 2% (мас.), после нанесения покрытия существенного изменения водородоемкости не наблюдается.

## ГАЛЬВАНИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА И ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ НА СТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ И ИХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Малышев В.В., Ускова Н.Н., Габ А.И.<sup>(1)</sup>, Куровский В.Я.<sup>(2)</sup>

Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев, 03142, Украина

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»  
пр. Перемоги 37, Киев, 03056, Украина, [victor\\_malyshev@mail.ru](mailto:victor_malyshev@mail.ru)

<sup>(2)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина

Эксперименты при 1173 К показали, что для осаждения покрытий карбида вольфрама можно использовать расплав NaCl-LiF (3:1 wt. %), содержащий 5 мас. % Na<sub>2</sub>WO<sub>4</sub>. При содержании Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> до 0,2 мас. % на катоде выделяются сплошные осадки сплавов W-W<sub>2</sub>C. При концентрации Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 0,2...0,5 мас. % формируются сплошные осадки W<sub>2</sub>C, 0,5...1,0 мас. % - сплошные осадки W<sub>2</sub>C-WC, а при еще больших концентрациях - несцепленный осадок W<sub>2</sub>C-WC.

Сплошные осадки W<sub>2</sub>C получены при 1073 ... 1323 К из расплава NaCl-LiF-5,0 масс. % Na<sub>2</sub>WO<sub>4</sub>-0,4 мас. % Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Хорошо сцепленные равномерные беспористые покрытия формируются при катодной плотности тока 2...15 А/дм<sup>2</sup> и скорости осаждения 2...20 мкм/мин. Выход покрытий W<sub>2</sub>C по току - до 40...50 %, их толщина - до 50 нм. Незначительный выход покрытия по току обусловлен нарушением фронта роста осадка в результате его пассивации оксидом лития, который образуется при электродной реакции. В дальнейшем, карбид осаждается в виде и покрытия, и порошка с общим выходом, близким к 100%. Толщина покровов не превышает 50 мкм.

Крупнокристаллическую структуру покрытий измельчали реверсивным режимом электролиза. Отношение продолжительности катодного и анодного импульсов  $\tau_1/\tau_2$  изменяли в пределах 30...60, продолжительность анодного периода - 0,5...1,5 с, плотность тока - 15...50 А/дм<sup>2</sup>. Так удалось увеличить толщину карбидного покрытия до 100 мкм. Оптимальные параметры реверсивного режима:  $\tau_1 = 45$  с,  $\tau_2 = 1,5$  с,  $i_1 = 8...10$  А/дм<sup>2</sup>,  $i_2 = 20...30$  А/дм<sup>2</sup>.

На основе хроновольтамперометрических исследований было установлено, что для обеспечения устойчивого совместного разряда комплексов циркония и бора необходимо поддерживать в расплаве KCl-NaCl молярное соотношение  $[\text{Zr(IV)}+\text{B(III)}]/[\text{F}^-] > 1:4$  (при соотношении  $[\text{Zr(IV)}]/[\text{B(III)}] = 1:2$ ). При этом ВЭС приводит к возникновению однородной фазы диборида циркония в широком интервале плотностей тока.

Абсолютная суммарная концентрация Zr(IV) и B(III) в электролите (в интервале 0,6...30 мас. %) не влияет на состав продукта и технико-экономические показатели процесса. Установлено, что температурный порог начала синтеза в исследуемом расплаве 923...943 К, интервал оптимальных температур для получения покрытий 1073 ... 1173 К при катодной плотности тока 5...20 А/дм<sup>2</sup>.

Микротвердость покрытий карбида молибдена составляет 18...19 гПа, карбида вольфрама 29...31 гПа, а диборида циркония - 31...32 гПа, соответственно. Диффузионная зона, которая обеспечивает адгезию покрытия с основой, подтверждена качественным и полуколичественным микрорентгеноспектральными анализами шлифов поперечных сечений. Покрытие плавно переходит в основу, что подтверждается стереосканограммами сколов покрытых образцов.

На износо- и абразивную прочность испытывали образцы стали 45 с различными покрытиями. Контртело - закаленная сталь. В результате нанесения карбид-молибденовых покрытий износостойкость образцов увеличилась в 5-7 раз, карбид-вольфрамовых - в 6-9, а диборид-циркониевых - в 8-11 раз. Абразивная прочность образцов стали 45 с покрытиями карбида молибдена выросло в 4-6 раз, карбида вольфрама - в 7-8 раз, а диборида циркония - в 8-10 раз.

Коррозионную стойкость изделий из стали Ст.3, покрытых W<sub>2</sub>C и ZrB<sub>2</sub>, проверяли в 3%-ном растворе хлорида натрия в течение 96 ч, в концентрированных HCl (38 мас. %), H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (95,1 мас. %) и H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> (85,9 мас. %) при комнатной температуре в течение 20 ч; в нагретых до 353 К и разбавленных до 9,5 мас. % растворах этих же кислот в течение 8,5 ч. Скорость коррозии оценивали по потере массы. Результаты коррозионных испытаний с соответствующими группами и баллами устойчивости свидетельствуют о том, что коррозионная стойкость изделий растет в 10-3000 раз по сравнению с основой, а в определенных средах покрыты образцы практически не корродируют.

## ОСАЖДЕНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ТАНТАЛОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ

Малышев В.В., Шахнин Д.Б., Кушевская Н.Ф.<sup>(1)</sup>, Бошицкая Н.В.<sup>(2)</sup>

Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев, 03142, Украина, [victor\\_malyshev@mail.ru](mailto:victor_malyshev@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Университет «Украина»

ул. Хорива 1г, Киев 04071, Украина

<sup>(2)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина

Свойства и структура танталовых покрытий определяются, главным образом, условиями электроосаждения: природой и составом электролита, наличием в нем пассивирующих веществ, режимом электролиза (плотностью тока, температурой) и конструктивными особенностями исполнения электролизера.

Для осаждения танталовых покрытий применяли солевые расплавы эвтектического состава, % (мас.): 29 LiF–12 NaF–59 KF ( $t_{пл} = 727\text{K}$ ) и 27.5 NaF–72.5 NaCl (913 K) [21] с добавками 7.5; 10.0; 15.0 и 25% (мас.)  $\text{K}_2\text{TaF}_7$ . Электролиз вели при катодных плотностях тока ( $j_k$ ) = 2.5, 5.0, 7.5, 10.0 А/дм<sup>2</sup> и температурах 973...823...1073 и 1123К. Количество пропущенного тока  $q = 2.5; 5.0; 10.0$  А·ч/дм<sup>2</sup>. Толщина покрытия колебалась от 20 до 100 мкм.

Из зависимости выхода по току от условий осаждения следует, что:

1. Увеличение концентрации тантала в электролите позволяет вести процесс электроосаждения при более высокой плотности тока;
2. Повышение катодной плотности тока снижает выход по току по причине усиления дендритообразования;
3. Оптимальная температура для работы во фторидном расплаве 1073К, в хлоридно-фторидном – 1023К.

Наиболее компактный слой без наростов осаждается на образец во фторидном электролите при температуре 1073К. При концентрации  $\text{K}_2\text{TaF}_7$  во фторидном расплаве, равной 7.5%, осадки в большинстве случаев распределяются по высоте катода неравномерно и имеют низкую адгезию к основе. С увеличением содержания тантала в электролите структура осадка и его адгезия заметно улучшаются, кристаллизация идет в основном в направлении роста сплошного слоя.

Температура, как показали исследования, прежде всего влияет на характер электрокристаллизации металла. При относительно низкой температуре ( $\geq 973\text{K}$ ) образуются плохо сцепленные с основой чешуйчатые и губчатые наросты из очень мелких кристаллов. Повышение температуры

$\geq 1023\text{K}$  ведет к росту и дальнейшему развитию форм и граней кристаллов, способствует укрупнению структуры и усилению дендритообразования. Дальнейшее повышение температуры до 1073К приводит к чисто столбчатой структуре. При 1123К зерно сильно укрупняется, а поверхность осадка становится очень шероховатой из-за образования пирамид, вершинки которых постепенно перерастают в дендриты. Поскольку в столбчатых осадках сечение кристаллов увеличивается по мере удаления от основы, соответственно с ним растет и шероховатость покрытия.

Во всех применяемых электролитах при оптимальных температурах были получены компактные, без трещин и пор покрытия различной толщины. Все изученные осадки обладают аксиальной текстурой с осью  $\langle 111 \rangle$ , перпендикулярной к основе. Направление роста дендритов часто совпадает с направлением оси текстуры сплошного осадка. Замечено, что повышение температуры смещает получение доброкачественных осадков в область более высоких плотностей тока.

Катодная плотность тока существенно влияет на качественные, количественные и внешние характеристики танталового осадка. Со снижением катодной плотности тока повышается выход по току (табл.) и улучшается качество покрытия. Так, при  $j_k = 2.5\text{--}5.0$  А/дм<sup>2</sup> были осаждены компактные мелкокристаллические танталовые осадки.

Микрофотография поперечного шлифа показывает, что первый слой тантала начинает кристаллизоваться на медной подложке в форме мелких зерен, которые в процессе роста исчезают или укрупняются в результате геометрического отбора, образуя типично столбчатую структуру. Второй катодный слой имеет более крупное зерно: количество центров кристаллизации в этом случае значительно меньше, многие зерна первого слоя продолжают расти во втором.

Микротвердость покрытий, осажденных из чисто фторидных электролитов, составляет 1,18–1,25 ГПа, из хлоридно-фторидных – 1,25–1,39 ГПа, и практически не зависит от режима осаждения.

## ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ СИЛИЦИДОВ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ИЗ ГАЛОГЕНИДНО-ОКСИДНЫХ РАСПЛАВОВ

Шахнин Д.Б., Подыман А.С., Малышев В.В., Бошицкая Н.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Дж. Шустер<sup>(3)</sup>

Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев, 03142, Украина, [victor\\_malyshev@mail.ru](mailto:victor_malyshev@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина

<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»  
пр. Перемоги 37, Киев, 03056, Украина

<sup>(3)</sup>Рабочая группа по инновационным материалам факультета химии Венского университета  
ул. Верингер 42, Вена, 1090, Австрия

На вольтамперных кривых хлоридно-криолитных расплавов при совместном присутствии молибдата натрия и оксида кремния наблюдаются две волны, отвечающие электровосстановлению оксифторидного комплекса молибдена и оксифторидного комплекса кремния. Разность потенциалов полуволн составляет 0.8-0.9 В. Аналогичная картина наблюдается и в присутствии вольфрамата натрия, с той лишь разницей, что разность потенциалов полуволн на 100-150 мВ меньше. Эти данные подтверждают осуществление синтеза силицидов при электролизе в кинетическом режиме и последовательность стадий электросинтеза силицидов молибдена и вольфрама: I стадия – выделение более электроположительного металла (молибдена и вольфрама); II – выделение второго компонента – кремния на поверхности выделившегося ранее Мо или W; III – реакционная диффузия кремния в глубь металлосолевого «груши» с образованием различных по составу силицидных фаз вплоть до высших силицидов.

Продолжительность первой стадии синтеза зависит от количества тугоплавкого металла в системе и от плотности катодного тока. Для получения молибдена или вольфрама в виде высокодисперсного порошка плотность тока должна быть максимальной.

Вторая стадия начинается по мере выработки электроположительного компонента. Синтез силицидов осуществляется лишь при условии, что порошки молибдена или вольфрама выделяются на катоде в виде металлосолевого «груши» таких размеров и формы, которые позволяют ей прочно удерживаться на катоде без разрушения. В случае осыпания порошков металла (W или Mo) на дно электролизера, компоненты синтеза не соприкасаются, и синтез силицидов не реализуется.

Температура электросинтеза силицидов молибдена и вольфрама 850-900 °С. Выигрыш в энергии взаимодействия по сравнению с известными процессами синтеза обеспечивается за счет взаимо-

действия выделяющихся на катоде высокодисперсных порошков Мо (W) и кремния на атомарном уровне.

Температура ниже 850 °С не обеспечивает полноту взаимодействия Мо (W) и Si, при температуре выше 950 °С падает устойчивость металлосолевого «груши» и силициды не образуются. При оптимальном составе расплава чистые продукты получают, если плотность тока составляет 0.5-1.2 А/см<sup>2</sup> для MoSi<sub>2</sub> и 0.5-1.5 А/см<sup>2</sup> для WSi<sub>2</sub>. При  $i_k < 0.5$  А/см<sup>2</sup> целевой продукт загрязнен Мо или W. В интервале плотностей тока 0.5-1.5 А/см<sup>2</sup> с повышением плотности тока возрастает дисперсность силицидов Мо и W.

При электрохимическом синтезе силицидов Мо и W, как и при непосредственном взаимодействии простых веществ, преимущественным процессом является диффузия кремния через слой металла. Металл при этом слабо участвует в диффузии, и высшие силициды образуются в системе за счет низших. Поэтому на состав получаемых продуктов существенно влияет продолжительность процесса. Так, в расплаве, имеющем состав, мас. %: NaCl-49; Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>-49.0; Na<sub>2</sub>MoO<sub>4</sub>-1.0; SiO<sub>2</sub>-1.0, при 900 °С и плотности тока 1.0 А/см<sup>2</sup> в зависимости от продолжительности электролиза получают различные продукты:

Продолжительность, мин	10	20	30	45	60
Фазовый состав	Mo	Mo, Mo <sub>3</sub> Si <sub>5</sub>	Mo <sub>3</sub> Si <sub>5</sub> , MoSi <sub>2</sub>	MoSi <sub>2</sub>	MoSi <sub>2</sub> , Si

Аналогичная зависимость фазового состава от продолжительности электролиза наблюдается и в системе NaCl-Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>-Na<sub>2</sub>WO<sub>4</sub>-SiO<sub>2</sub>. Таким образом, оптимальная продолжительность ведения электролиза составляет 45-50 мин.

*Выполнение данной работы было частично профинансировано Госинформнауки в рамках совместного австрийско-украинского проекта (договор № М/62-2013 от 24 мая 2013 г.)*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА РЕАКЦИИ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИИ TiB<sub>2</sub>-TiN

**Петухов А.С., Хобта И.В., Маттиас Херманн<sup>(1)</sup>, Ян Рател<sup>(1)</sup>, Рагуля А.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

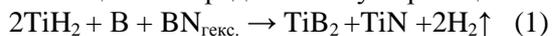
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [asp@ipms.kiev.ua](mailto:asp@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Fraunhofer IKTS, Winterbergstrasse 28, Dresden, 01277, Germany,

e-mail: [jan.raethel@ikts.fraunhofer.de](mailto:jan.raethel@ikts.fraunhofer.de)

Последние годы показали перспективность метода реакционного электроразрядного спекания (РЭС) композиций тугоплавких соединений, в частности TiB<sub>2</sub>-TiN [1], для последующего использования их в качестве режущих материалов.

С целью определения пути реакции:



был проведен термогравиметрический (ТГ), дифференциальный термический анализ (ДТА) процесса тепловой обработки порошковой смеси TiH<sub>2</sub>-V-BN<sub>гекс.</sub> и масс-спектроскопический анализ (МСА) продуктов данной тепловой обработки при t = 20–1300 °С с соотношением компонентов, соответствующим конечному содержанию TiB<sub>2</sub> 50% (мас.) в композиции TiB<sub>2</sub>-TiN. Использовался коричневый бор (компания Merck, Германия) с размером частиц 330 нм. Данная смесь была спечена методом РЭС при 1100 и 1700 °С, выдержка 0,5 мин.

При 80–150 °С происходит выделение физически связанной воды (~0,2% (мас.)). Основная потеря массы (выделение H<sub>2</sub>) происходит в интервале 375–700 °С. Количество выделившегося H<sub>2</sub> составляет ~2,2% (мас.), т.е. в смеси остается ~ 0,2% (мас.) водорода, что соответствует результатам химического анализа.

На кривой ДТА присутствуют 4 пика: 1 - 320, 2 - 450, 3 - 540, 4 - 660 °С. 1-ый пик связан с переходом части атомов водорода из тетраэдрических в октаэдрические позиции TiH<sub>2</sub> [2]. Процесс является эндотермическим, так как энергия активации дегидрирования атомов водорода в тетраэдрических позициях (126,0 кДж/моль) значительно меньше, чем в октаэдрических (150,7 кДж/моль). 2-й пик (450 °С) является результатом удаления водорода из тетраэдрических пор, что может быть связано с более низким значением энергии активации атомов водорода в тетраэдрических порах по сравнению с энергией активации в

октаэдрических порах. Удаление водорода из октаэдрических пор происходит при более высокой температуре (3-й пик - 540 °С), т.к. данный процесс является энергетически наиболее затрудненным при термическом разложении TiH<sub>2</sub>. По данным [2], полученным в результате ядерного магнитного резонанса, даже при 800 °С, когда TiH<sub>2</sub> практически полностью разложился до металлического Ti, незначительная часть водорода все еще находится в октаэдрических порах решетки. Это подтверждается результатами наших исследований. 4-й наименее заметный пик связан с выделением остаточного водорода из октаэдрических пор и с восстановлением атомарным водородом оксида V<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Кривая сигналов МСА для H<sub>2</sub>O практически полностью повторяет кривую ДТА за исключением 1-го пика, кривая для H<sub>2</sub> - за исключением пика потери воды и 1-го пика. Интенсивность сигналов ионного тока для выхода H<sub>2</sub>O составляет ~0,3% от соответствующей интенсивности для H<sub>2</sub>. Для выхода CO<sub>2</sub> и CH<sub>4</sub> относительная интенсивность еще меньше (~0,005–0,02%), однако на всех этих кривых видны пики, практически соответствующие пикам 2–4 выделения H<sub>2</sub>.

По данным рентгенофазового анализа после спекания при 1100 °С основной кристаллической фазой является исходный VN<sub>гекс.</sub>, образовались фазы TiN, TiN<sub>0,3</sub>, TiB<sub>2</sub>, TiB. При 1700 °С образуется композиция TiB<sub>2</sub>-TiN со следами VN<sub>гекс.</sub>.

### Литература

1. Petukhov O., Khobta I., Ragulya A. a.o. Synthesis of the TiN-TiB<sub>2</sub> ceramic composites under various spark plasma sintering conditions/ Archives of Metallurgy and Materials. – 2009. – Vol. 54, Issue 4. – P. 957–962.

2. В.А. Лавренко, М.М. Антонова, В.Ж. Шемет. Кинетика процессов в гидридных системах. – Киев: Наукова думка, 1992. – 187 с.

**СЕКЦИЯ D. СТРУКТУРА И  
СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И  
ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В  
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ  
УСЛОВИЯХ.**



## СТРУКТУРА И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Cu-Cr

**Гречанюк В.Г., Оноприенко Е.В.**

Киевский национальный университет строительства и архитектуры  
Воздухофлотский проспект, 51, Киев, Украина, [eltechnic@bk.ru](mailto:eltechnic@bk.ru)

Конденсированные материалы Cu-Cr широко применяются в качестве материалов электрических контактов. Учитывая, что контакты широко используются в различных областях техники и работают большей частью в различных средах, особенно во влажной атмосфере, представляет интерес изучение их коррозионной стойкости, поскольку без этого показателя материал не может быть рекомендован для внедрения в производство.

Конденсированные материалы Cu-Cr в виде пластин размером 350x250x (0,8 ... 1,5) мм получали методом электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме из двух независимых источников на

стационарной подложке. Содержание хрома изменялось в конденсатах от 0 до 65%.

Коррозионная стойкости композиционных материалов Cu-Cr исследована гравиметрическим методом в дистиллированной воде в стационарном режимах.

Показано, что с увеличением содержания хрома в композиционных материалах Cu-Cr коррозионная стойкость уменьшается для всех конденсатов, но вместе с тем она в 1,5-2 раза выше по сравнению с конденсатами, которые не содержат хрома. Изучены структурные особенности конденсатов с различной концентраций хрома.

## ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ ПОЛИЭЛЕКТРОЛИТ–МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПЛЕКСОВ ПЕКТИН–ПОЛИЭТИЛЕНИМИН– $\text{Cu}^{2+}$ И НАНОКОМПЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Демченко В.Л., Унрод В.И.<sup>(1)</sup>

Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины,  
Харьковское шоссе, 48, Киев, 02160, Украина, [dvaleriyl@ukr.net](mailto:dvaleriyl@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Черкасский государственный технологический университет,  
бул. Шевченко, 460, Черкасы, 18006, Украина

В последнее десятилетие наблюдается повышенный интерес ученых к химическому восстановлению ионов металлов ( $\text{Me}^{n+}$ ) в тройных полиэлектролит-металлических комплексах (ТПМК), полученных путем введением соли металла в объем полиэлектролитного комплекса (ПЭК), который сформирован на основе анионного и катионного полиэлектролитов. Это открывает новые возможности для получения наноконкомпозитов, перспективных для применения в катализе, оптике, электронике и др. В связи с этим, ставилась цель исследовать термомеханические и электрические свойства тройных полиэлектролит-металлических комплексов, полученных на основе противоположно заряженных полиэлектролитов (пектин-полиэтиленимин (ПЭИ)) и соли  $\text{CuSO}_4$ , а также сформированных из них наноконкомпозитов в результате химического восстановления катионов  $\text{Cu}^{2+}$  в объеме ТПМК с помощью  $\text{NaBH}_4$  (мольное соотношение  $[\text{BH}_4^-]/[\text{Cu}^{2+}] = 6$ ).

С анализа термомеханических кривых исходного ПЭК (пектин-ПЭИ), ТПМК типа ПЭК– $\text{Cu}^{2+}$  и наноконкомпозита ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$  установлено, что при переходе от ПЭК

Таблица

Температурные переходы исследуемых полимерных систем

Зразок	$T_g, ^\circ\text{C}$	$T_f, ^\circ\text{C}$
ПЭК	53	319
ТПМК	57	205
ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$	44	317

к ТПМК повышается температура структурного стеклования  $T_g$ , а при переходе от ТПМК к наноконкомпозиту ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$  – существенно снижается (табл.). Одновременно с величиной

$T_g$  наблюдается снижение температуры перехода в вязкотекучее состояние ( $T_f$ ) в ряду  $T_f(\text{ПЭК}) > T_f(\text{ПЭК–Cu}/\text{Cu}_2\text{O}) > T_f(\text{ТПМК})$ .

Анализ частотной зависимости действительной части комплексной проводимости  $\sigma_{ac}(f)$  при переменном токе исследуемых полимерных систем показал, что ПЭК и наноконкомпозит ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$  проявляют полупроводниковые свойства, тогда как ТПМК находится на границе диэлектрик-полупроводник (рис. 1). Установлено, что при переходе от ПЭК к ТПМК имеет место снижение величины  $\sigma_{ac}(f)$ , что обусловлено электрической проводимостью  $\text{CuSO}_4$  в объеме ПЭК, а при переходе от ТПМК к наноконкомпозиту ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$  –  $\sigma_{ac}(f)$  существенно повышается.

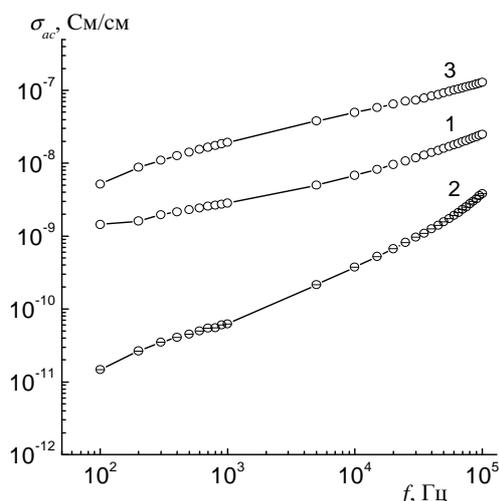


Рис 1. Частотная зависимость действительной части комплексной проводимости  $\sigma_{ac}(f)$  при переменном токе ПЭК (1), ТПМК (2) и наноконкомпозита ПЭК– $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$  (3), полученных при температуре  $T = 20^\circ\text{C}$

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИЗНОСА БАНДАЖНЫХ ПОЛОК ЛОПАТОК АВИАЦИОННЫХ ГТД

Черепова Т.С., Дмитриева Г.П.

Институт металлофизики им. В.Г. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Вернадского, 36, Киев, 03142, Украина, [metall@imp.kiev.ua](mailto:metall@imp.kiev.ua)

Условия работы газотурбинных двигателей (ГТД) характеризуются жесткими условиями эксплуатации рабочих лопаток, приводящими к изнашиванию торцов их бандажных полок при температурах до 1100°C в агрессивной среде сгорания авиационного топлива.

Для защиты от износа торцов бандажных полок в ряде двигателей в качестве износостойкого материала применяется серийный сплав ВЖЛ-2 разработки ВИАМ (Россия). Однако, как показали результаты стендовых испытаний и результаты длительной эксплуатации, данный материал, имеющий температуру плавления не выше 1260°C, может быть использован только при температурах до 900°C и обеспечивать рабочий ресурс не более 2000 часов.

В Институте металлофизики НАН Украины при поддержке ГП ЗМКБ «Прогресс» (г. Запорожье) разработаны сплавы на основе кобальта для защиты бандажных полок рабочих лопаток ГТД от износа [1-3], представляющие собой эвтектический композит, получаемый в результате равновесной кристаллизации кобальт-карбидной эвтектики непосредственно из расплава. В качестве основы разрабатываемых сплавов выбран кобальт, который с карбидами тугоплавких соединений образует эвтектику, являющуюся предпосылкой к получению материала с пластичной основой, армированной кристаллами упрочняющей фазы. Армирующий эффект в разработанных сплавах обеспечен карбидами титана и ниобия.

Наиболее оптимальная структура сплавов представлена первичными (избыточными) кристаллами карбида и двойной эвтектикой, которая содержит две фазы – твердый раствор легирующих элементов в кобальте и слабо легированный карбид. Такая структура обеспечивает высокое сопротивление материала изнашиванию (данные таблицы приведены для удельной нагрузки  $\approx 50$  МПа). При этом сплавы обладают такими

технологическими свойствами, как обрабатываемость, хорошими литейными качествами, высокой совместимостью с припоями при пайке, а также высокой жаростойкостью при 1100°C. Температура плавления сплавов составляет 1320-1350°C, что важно для обеспечения проведения технологических операций пайки и дегазации.

Разработанные сплавы используются в качестве наплавочного материала марок ХТН-37, ХТН-61 и ХТН-62 и обладают комплексом необходимых служебных свойств.

Материал	Интенсивность изнашивания, $J_v \cdot 10^6$ , мм <sup>3</sup> /цикл				
	Температура испытаний, °C				
	20	500	900	1000	1100
ХТН-37	0,611	0,537	0,327	1,194	–
ХТН-61	0,8	0,28	0,25	0,40	15,1
ХТН-62	0,29	–	–	–	15,0
ВЖЛ-2	0,651	1,320	0,944	2,998	–

Сплавы марок ХТН внедрены в производство на ГП «ЗМКБ «Прогресс» и ВАТ «Мотор-Сич» и используются в двигателях Д18Т, Д436Т1, Д436-148, АИ222-25 для самолетов АН-124, АН-225, ТУ-334, БЕ-200, АН-148, Як-130. Применение высокотемпературных износостойких сплавов марок ХТН позволило увеличить ресурс рабочих лопаток турбины двигателя Д-18Т до 9000 часов. Сплавы паспортизованы, на них выпущены сертификаты и разработаны Технические условия.

### Литература

1. Пат. UA № 8240А Сплав на основе кобальта /Шурин А.К., Дмитриева Г.П., Черепова Т.С. и др. Оpubл. 1996, № 1.
2. Пат. №39450 Украины. Сплав на основе кобальту /Шурин А.К., Черепова Т.С., Андрейченко Н.В. и др. Оpubл. 2009, № 4.
3. Дмитриева Г.П., Черепова Т.С. «Металлофизика и новейшие технологии», 2013, том 35, № 10, С. 1383–1390.

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПИРОЛИТИЧЕСКИХ КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ СВОЙСТВА

**Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.**

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
 ул. Академическая 1, Харьков, 61108, Украина, [krokhmal@kipt.kharkov.ua](mailto:krokhmal@kipt.kharkov.ua)

Метод химического осаждения из газовой фазы металлоорганических соединений МОСVD является универсальным вследствие возможности осаждения слоев как на внутренней так и на внешней поверхностях изделий сложной формы, имеющих выступы, изгибы, впадины, а также внутри длинно-мерных каналов с высокими скоростями. Как показали исследования, параметры осаждения покрытия существенно влияют на защитные свойства получаемых покрытий. При одинаковой средней скорости подачи ХОЖ «Бархос» (ТУ-1149-78) за время процесса осаждения были получены покрытия структура которых представлена на рис 1. Толщина слоев внутри покрытий изменялась от 0,05 до 1 ÷ 2 мкм и определялась параметрами проведения процесса и геометрией реакционного объема.

Исследования нанотвердости  $H$  и модуля Юнга  $E$  покрытий (с помощью Nano Indentor G-200 по методу Оливера и Фарра), а также соотношений  $H/E$  и  $H^3/E^2$ , характеризующих износостойкость и способность материала сопротивляться пластической деформации прогнозировали более высокую стойкость для горизонтально-слоистых покрытий. Проведенные сравнительные исследования кавитационной стойкости показали, что горизонтально-слоистое покрытие в 2 раза превосходит по стойкости слоисто-столбчатое покрытие, в 4 раза сплав ВТ-8, в 15 раз сталь 20Х13 и в 25 раз сталь 12Х18Н10Т.

Результаты электрохимических испытаний образцов с покрытиями различной толщины и материалов подложек, на которые наносили

покрытие проведенные в 3% водном растворе NaCl (рис. 2) показали, что пиролитические

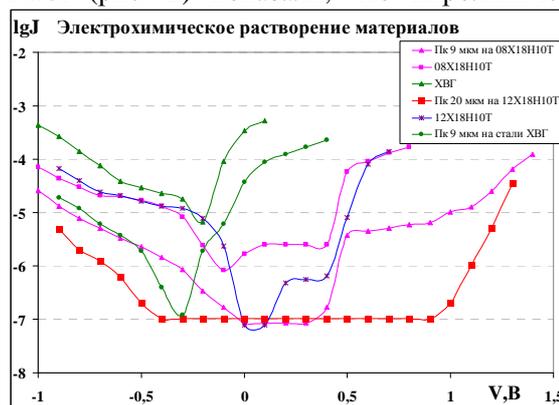


Рис. 2. Электрохимические испытания в водном растворе 3% NaCl

карбидохромовые покрытия существенно более стойкие, чем стали 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т во всем диапазоне испытаний. При этом величина коррозионного тока, при типичных размерах исследуемых образцов ( $S$  исследуемой поверхности  $1 \text{ см}^2$ ), в диапазоне потенциалов от  $-0,4 \text{ В}$  до  $+0,9 \text{ В}$  была ниже предела чувствительности потенциостата ПИ-50-1 ( $0,1 \text{ мкА}$ ).

Высокая стойкость карбидохромовых покрытий в сравнении со стойкостью компонентов, входящих в его состав может быть обусловлена размерами структурных элементов покрытия. В настоящее время начаты исследования размеров структурных элементов покрытия.

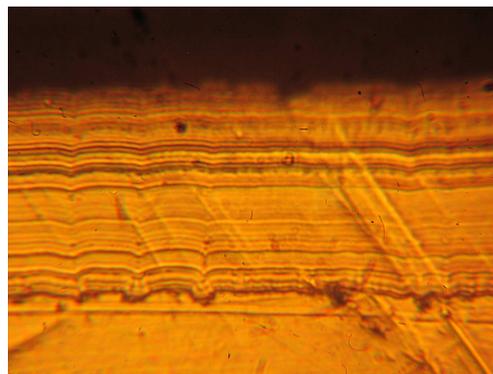
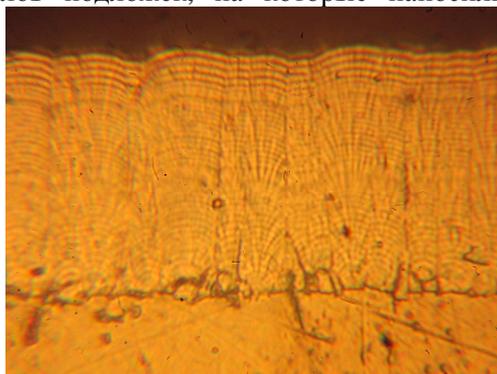


Рис. 1. Слоисто-столбчатая (а) и горизонтально-слоистая (б) структуры покрытия, а) - 28мкм, б) - 18мкм.

## СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО AlCuNiFeCrV СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Юркова А.И., Чернявский В.В., Кравченко А.И.

Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт”,  
пр. Победы, 37, Киев, 03056, Украина, [yurkova@list.ru](mailto:yurkova@list.ru); [vadikv13@gmail.com](mailto:vadikv13@gmail.com)

Традиционные металлические сплавы обычно состоят из одного основного элемента с небольшим количеством легирующих добавок. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) – многокомпонентные сплавы эквиатомного состава. Главная особенность ВЭСов состоит в том, что в них нет основного элемента, все элементы композиции, взятые в равной молярной доле, являются главными. В них резко возрастает конфигурационная энтропия, но при этом такие системы остаются стабильными. Из них могут быть изготовлены как объемные материалы, так и покрытия для различных отраслей промышленности, где необходима высокотемпературная прочность, износ- и коррозионная стойкость.

Механическое легирование (МЛ) – известный высокоэнергетический метод синтеза перспективных материалов. Увеличение однородности твердых растворов в условиях обработки при комнатной температуре является основным преимуществом МЛ над литьем, особенно многокомпонентных сплавов с большими различиями в температурах плавления исходных компонентов. Кроме того, МЛ обеспечивает формирование нанокристаллической структуры. В настоящем исследовании сделана попытка показать это на примере 6-ти компонентной системы Al-Cu-Ni-Fe-Cr-V.

Порошки Al, Cu, Ni, Fe, Cr и V высокой чистоты (99,8 %), в равных молярных долях, подвергали МЛ в планетарной мельнице. Формирование фазового состава и структуры порошковой смеси на различных этапах МЛ (1; 2; 5; 10 час) изучали с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV в Cu K $\alpha$  излучении. Морфологию и химический состав порошков при МЛ исследовали в сканирующем электронном микроскопе REMMA-101A с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором.

На начальной стадии размолы (1; 2 ч) исходной смеси порошков наблюдается значительное уменьшение интенсивности и уширение дифракционных линий от всех

компонентов (рис.), что связано с формированием нанокристаллической структуры с высоким уровнем микронапряжений, вызванных ИПД в процессе МЛ.

Исчезновение дифракционных максимумов от Al, Cu и Ni через 5 часов МЛ свидетельствует об их интенсивном растворении и начале формирования твердого раствора. При этом, средний размер кристаллитов, определенный из уширения линий, составил около 40 нм. Через 10 часов МЛ в дифракционном спектре различаются только самые интенсивные максимумы, что указывает на завершение формирования твердого раствора, имеющего ОЦК структуру с параметром решетки  $a = 0,2874$  нм и средним размером кристаллитов меньше 20 нм.

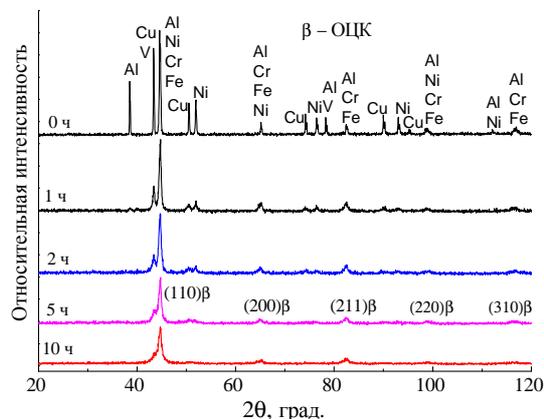


Рис. Спектры рентгеновской дифракции высокоэнтропийного AlCuNiFeCrV сплава на разных этапах механического легирования

Микрорентгеноспектральный анализ показал хорошую однородность и практически эквиатомный элементный состав в частицах порошка AlCuNiFeCrV сплава после 10 ч МЛ.

Методом МЛ синтезирован высокоэнтропийный AlCuNiFeCrV сплав, состоящий из однофазного ОЦК твердого раствора со средним размером кристаллитов меньше 20 нм.

[1] J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, J.Y. Gan, S.-J. Lin, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, and S.Y. Chang: Metall. Mater. Trans. A. 35A (2004) 2533–2536.

## ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$ СПЛАВА, КОНСОЛИДИРОВАННОГО ЭКСТРУЗИЕЙ

Бякова А. В., Юркова А.И.<sup>(1)</sup>, Власов А.А., Щерецкий А.А.<sup>(2)</sup>

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [byakova@ipms.kiev.ua](mailto:byakova@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт”,  
просп. Победы, 37, Киев, 03056, Украина, [yurkova@iff.kpi.ua](mailto:yurkova@iff.kpi.ua)

<sup>(2)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,  
бул. Вернадского, 34/1, Киев-142, 03680, Украина, [07shch@i.ua](mailto:07shch@i.ua)

Композиционные наноквазикристаллические Al-Fe-Cr сплавы, принадлежащие к группе высокопрочных алюминиевых сплавов, имеют широкие перспективы для использования во многих областях промышленности и, прежде всего, в авиации и на транспорте [1]. Благодаря композиционной структуре в виде металлической матрицы с внедренными в нее мелкодисперсными частицами икосаэдрической квазикристаллической *i*-фазы, эти сплавы, кроме малой плотности, обладают повышенными физико-механическими свойствами, а также необходимой для инженерной практики комбинацией высокой прочности с достаточной пластичностью, сохраняющейся при повышенных температурах эксплуатации вследствие заторможенности диффузионных процессов в квазикристаллах [1, 2].

Учитывая метастабильную природу квазикристаллической *i*-фазы, представляется достаточно обоснованным предполагать, что давление и схема деформации, используемые при консолидации порошковых Al-Fe-Cr сплавов, будут оказывать существенное влияние как на температурно-концентрационные интервалы существования *i*-фазы, так и на особенности эволюции их структуры в процессе последующего нагрева. Поэтому целью настоящей работы явилось изучение влияния давления при тепловой экструзии порошкового  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  сплава на термостабильность его структуры и механических свойств.

Методами фазового рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии изучена эволюция структуры композиционного  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  сплава с наноразмерными частицами метастабильной икосаэдрической квазикристаллической *i*-фазы под влиянием давления и температуры в условиях тепловой деформации экструзией. Установлено ускоряющее влияние давления, прикладываемого

в процессе тепловой экструзии, на кинетику растворения частиц *i*-фазы, сопровождаемое выделением из твердого раствора  $\alpha$ -Al кристаллических интерметаллидных фаз:  $Al_6Fe$ ,  $Al_{13}Cr_2$  и  $Al_{13}Fe_4$  (рис. 1).

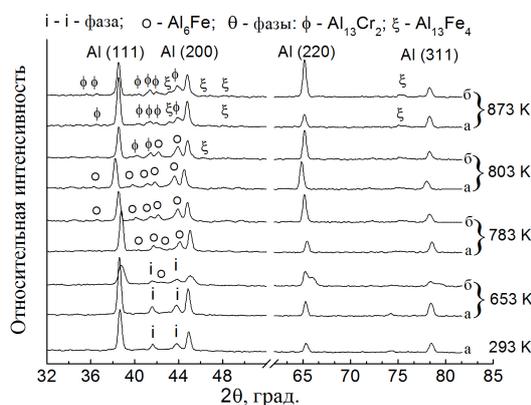


Рис. 1. Спектры рентгеновской дифракции (а) порошка и (б) экструдированных образцов сплава  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  до и после отжига при различных температурах в течение 30 мин.

Обнаруженные особенности влияния давления на структурно-фазовые превращения связываются с ускорением протекания диффузионных процессов в условиях формирования стабильной ячеистой структуры.

С учетом особенностей фазовых и структурных превращений изучена термостабильность механических свойств сплава после экструзии с использованием техники индентирования. Установлено, что деформационное упрочнение сплава  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  в процессе экструзии приводит к существенному увеличению его твердости *HV*. При этом прочностные характеристики (твердость *HV* и предел текучести  $\sigma_{0.2}$ ) экструдированного сплава не изменяют своих значений при нагреве до температуры 783 К и выдержке 30 мин.

[1] H.M. Kimura, K. Sasamory, A. Inoue // J. Mater. Res. 15,12 (2000) 2737-2744.

[2] M. Galano, F. Audebert, A. Garcia Escorial, and et al. // Acta Mater. 57 (2009) 5120-5130.

## БОРСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ И НЕЙТРОНОПОГЛОЩАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ

Мириджанашвили З.М., Гарибашвили В.И., Габуния Д.Д., Цагарейшвили О.А.

Институт металлургии и материаловедения им. Ф.Н.Тавадзе  
пр.А.Казбеги, 15, Тбилиси, 0160, Грузия, [d\\_gabunia@hotmail.com](mailto:d_gabunia@hotmail.com)

Большинство основных рабочих органов сельскохозяйственных, транспортных и горнодобывающих машин работают в условиях удара, знакопеременных нагрузок, абразивного износа и коррозии. Такие жесткие условия эксплуатации является основной причиной сокращения срока их службы.

Обычно для увеличения ресурса работы поверхности, подвергающейся таким условиям, упрочняют износостойкими материалами с применением различных методов.

Дибориды хрома и титана ( $\text{CrB}_2$  и  $\text{TiB}_2$ ), а также оксид алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), имеющие достаточную прочность и обладающие хорошей износостойкостью, могут быть использованы в качестве покрытий для увеличения износостойкости рабочих частей перечисленных машин.

Композиционные порошки  $(\text{Cr,Ti})\text{B}_2$ –( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), пригодные для упрочнения поверхности, можно получать алюминиотермическим восстановлением смеси соответствующих хлоридов и оксида бора  $\text{B}_2\text{O}_3$ . Образующийся при этом  $\text{AlCl}_3$  полностью удаляется из-за низкой температуры ( $180^\circ\text{C}$ ) его возгонки. Образующийся в процессе получения оксид алюминия- $\text{Al}_2\text{O}_3$  ультрадисперсного размера в количестве 5–10% играет роль дисперсноупрочняющей фазы в композициях.

Сопоставлением термодинамических расчетов и термогравиметрических эффектов, наблюдаемых в процессе алюминиотермического восстановления хлоридно-оксидной шихты, определены оптимальные кинетические параметры

процесса получения диборидов хрома и титана, упрочненных нанокристаллическими включениями  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Исследование полученных порошковых композиций с различным соотношением компонентов, показало, что они характеризуются дендритной структурой.

Плотность полученных композиций колеблется в пределах  $4,5$ – $4,6$  г/см<sup>3</sup>. Средний размер частиц порошка изменяется в пределах  $10$ – $12$  мкм, разрушающая нагрузка составляет  $1450$  г/зерно. Удельный вес свободной засыпки и утряски соответственно составляет  $1,42$  и  $1,52$  г/см<sup>3</sup>.

С учетом того обстоятельства, что бор, а именно его изотоп  $^{10}\text{B}$ , является хорошим поглотителем тепловых нейтронов, проведена оценка нейтронопоглощающих характеристик порошковых композиций различного гранулометрического состава. Расчеты показали, что с использованием указанных порошковых материалов, покрытие толщиной в  $100$  мкм может ослаблять интенсивность нейтронного потока в  $10$ – $20$ -раз.

Полученные композиции соответствующего соотношения компонентов могут быть успешно использованы и для защиты медицинского персонала от облучения при работе с нейтронными источниками.

Компактность и размеры тонких покрытий из таких композиций могут явиться определяющим фактором удобства и целесообразности их использования на автоматических летающих аппаратах и авиа- и космических объектах.

## ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ДЕСТРУКЦИЯ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ФТОРОПЛАСТА, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВЫХ УЗЛОВ ПОГРУЖНЫХ ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЕЙ СЕРИИ ПЭД

**Курилов А.Г., Кришталенко Е.Н., Курилов Г.В.**

ООО НПФ "Технология-2000"

пр. Московский, 140/1, Харьков, 61060, Украина, [kgv\\_2000@mail.ru](mailto:kgv_2000@mail.ru)

Опыт последних лет по применению твердосмазочных материалов сопряженных пар трения показал, что для узлов, работающих при недостаточной смазке, наиболее перспективными с точки зрения обеспечения надежной работы являются материалы на основе фторопласта, обладающие хорошими антифрикционными и противоизносными характеристиками, имеющие низкий коэффициент трения и стабильные антифрикционные свойства при повышении температуры. [1]

Тепловые процессы, развивающиеся при трении в результате воздействия нагрузки и скорости скольжения, приводят к изменению физико-механических свойств трущихся материалов, а при одновременном воздействии активной окружающей среды (жидкой или газовой) – к физико-химическим изменениям поверхностных слоев трущихся деталей и, таким образом, к снижению характеристик трения, и как конечный результат, к снижению работоспособности узла трения и в целом всего механизма. [2; 3]

Учитывая сложные условия эксплуатации подшипникового узла ПЭД, представляло интерес исследовать изменение характеристики трения образцов, выполненных на основе фторопластов ФТ-4 и ФТ-4ДВ с различными наполнителями и металлофторопласта на основе ФТ-4ДВ и 25% MoS<sub>2</sub> при различных скоростях скольжения (0,04-4,75м/с) и удельных нагрузках (0,5-2МПа) в атмосферных условиях.

Наблюдаемые закономерности изменения ( $\mu$ , J) являются результатом сложного комплекса физико-химических и физико-механических процессов, протекающих в пленке наполненного фторопласта при трении. Эти процессы, как и в случае твердосмазочных покрытий, могут происходить во фторопласте и наполнителях и приводить к изменению кинематических и термодинамических параметров, определяющих структурные превращения

наполненных фторопластов, которые являются следствием термомеханической деструкции входящих компонентов.

Анализ масс-спектрограмм показал, что в процессе трения исследуемых фторопластов по сравнению с исходным составом спектра наблюдается появление и рост пиков масс, свидетельствующих о выделении газообразных продуктов распада. Высота пиков масс изменяется с ростом удельной нагрузки и скорости скольжения. Рассмотрены вопросы, связанные с механизмом разрушения наполненных фторопластов. Показано, что основными факторами, приводящими к разрушению наполненных фторопластов, являются механическая деформация и температура в зоне контакта, приводящие к термомеханической деструкции наполненных фторопластов.

Проведенные исследования по изучению износостойкости наполненных фторопластов и механизма их разрушения позволили обосновать выбор материалов пары трения для подшипниковых узлов ПЭД. Эксплуатация подшипниковых узлов ПЭД с металлофторопластовыми втулками показала их достаточно высокую надежность.

1. Курилов Г.В., и др. Теоретические и экспериментальные исследования динамических нагрузок на подшипниковые узлы погружных электродвигателей серии ПЭД.-Трение и износ, 1981, т. 2, № 4, с. 678-686.

2. Курилов А.Г., Курилов Г.В. Трибоккрекинг и его роль при трении композиционных смазочных материалов. Труды 4-й Международной конференции МЕЕ, Киев, 2006, с. 228.

3. Курилов А.Г. и др. Трибологические свойства композиционных материалов в условиях сложного динамического нагружения. Труды 5-й Международной конференции МЕЕ, Киев, 2008, с. 302.

## О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ Т ВЕРДОСМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ (ТСМ)

**Курилов Г.В., Курилов А.Г.**

ООО НПФ "Технология-2000",

пр. Московский, 140/1, Харьков, 61060, Украина, [kt\\_2000@ukr.net](mailto:kt_2000@ukr.net), [kgv\\_2000@mail.ru](mailto:kgv_2000@mail.ru)

Развивая представления о динамике структурных и фазовых превращений в трущихся металлических поверхностях, процесс трения ТСМ необходимо рассматривать как сложный динамический процесс. Такой подход к проблеме является весьма плодотворным и позволяет получить чрезвычайно важную информацию о работоспособности ТСМ и механизме их разрушения.

Согласно представлениям кинетической концепции разрушение твердых тел [1], между процессами механического разрушения и термической деструкцией ТСМ должна существовать определенная связь, которая может быть представлена с помощью температурно-временной зависимости прочности, имеющей следующий вид:

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{u_0 - \gamma \sigma}{kT}; \quad \sigma_* = \frac{1}{\gamma} \left[ u_0 - kT \lg \frac{\tau}{\tau_0} \right] \quad (1)$$

где  $\tau$  - долговечность, оцениваемая временем работы покрытия до резкого необратимого повышения коэффициента трения,  $\tau_0$  - время до разрушения,  $u_0$  - начальная энергия активации,  $\gamma$  - структурно-чувствительный коэффициент,  $\sigma$  - напряжение,  $k$  - постоянная Больцмана.

Выражение (1) позволяет сформулировать физические основы прочности полимерных веществ, разрыв которых рассматривается как термомеханический процесс распада полимерных молекул, ускоренных напряжением, и позволяет перейти к рассмотрению разрушения ТСМ и их связующих веществ в процессе трения.

Выразив основные параметры  $\tau_0, u_0, \gamma$  через константы твердого тела – коэффициент теплового расширения  $\alpha$ , атомную теплоемкость  $s$ , модуль Юнга  $E$ , коэффициент механической перегрузки  $\chi$ , можно получить

следующее уравнение разрушающего напряжения:

$$\sigma_* = \frac{E \varepsilon_*}{\chi} \left[ 1 - \frac{\alpha T}{3 \varepsilon_*} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \right] \quad (2)$$

Уравнения (1); (2), позволяют сформулировать следующие критерии разрушения поверхности твердых тел при трении:

$\frac{\varepsilon_* E}{\sigma_* \chi}$  - критерий механической напряженности

(3)

$\frac{\alpha E T}{\sigma_* \chi} \ln \frac{\tau}{\tau_0}$  - критерий термофлуктуационной

напряженности (4)

В процессах механического разрушения и термической деструкции ТСМ элементарными актами являются термофлуктуационные разрывы химических связей с образованием свободных радикалов и последующим протеканием вторично-радикальных реакций, которые приводят к образованию низкомолекулярных газообразных продуктов. Кинетика выделения газообразных продуктов позволяет судить о количестве элементарных актов разрыва связей в единицу времени, то есть скорости процесса деструкции. Исследования, проведенные в этой области, доказывают справедливость основных положений кинетической концепции, которая рассматривает механическое разрушение ТСМ как термическую деструкцию, активированную напряжением. [2]

1. Журков. Физика твердого тела, 1980, т.22, №11, с.3344.

2. Курилов Г.В. Поверхностная физика, химия, механика, 1982, №9, с. 138.-148.

## ИЗНОСОСТОЙКИЕ БОРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ. ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ

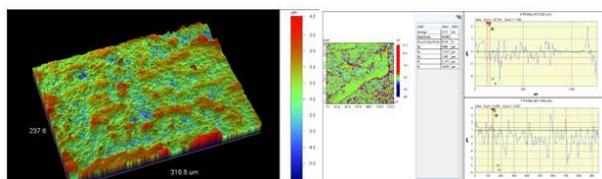
**Чернега С.М., Поляков И.А.**

Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт",  
 пр. Победы, 37, Киев, Украина, [smchernega@mail.ru](mailto:smchernega@mail.ru); [polykov\\_igor@mail.ru](mailto:polykov_igor@mail.ru)

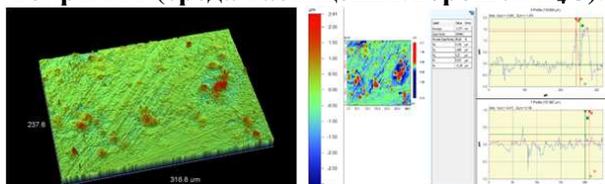
Эксплуатационные свойства деталей машин и их соединений зависят от системы параметров качества рабочих поверхностей. Одним из важнейших геометрических параметров качества является шероховатость поверхности. Шероховатость определяет не только такие эксплуатационные свойства, как долговечность, износостойкость, надёжность и др., но и механические свойства поверхностных слоев.

Целью данной работы было исследование влияния шероховатости поверхности на износостойкость боридных покрытий полученных путём диффузионного боромеднения с добавлением в среду для насыщения порошка  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Cu}_3\text{P}$  или  $\text{Cu}$ .

Установлено, что наименьшую шероховатость ( $R_a = 0,158 \mu\text{m}$ ) имеют боридные покрытия, полученные при введении в среду для насыщения порошка  $\text{Cu}_2\text{O}$ , а наибольшую ( $R_a = 0,899 \mu\text{m}$ ) – боридные покрытия без комплексного насыщения (рис. 1, рис. 2). Эти результаты полностью коррелируют с данными износостойкости боридных слоев при определении потери массы за определенные периоды износа.



**Рис. 1. Профилограммы поверхностей износа после 5 часов работы боридных покрытий (среда насыщения: порошок  $\text{V}_4\text{C}$ ).**



**Рис. 2. Профилограммы поверхностей износа после 5 часов работы комплексных боридных покрытий (среда насыщения: порошок  $\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}_2\text{O}$ ).**

Используя полученные профилограммы были рассчитаны параметры шероховатости поверхности:  $R_a$ ,  $R_p$ ,  $R_q$ ,  $R_t$ ,  $R_v$ , где:  $R_a$  – среднее арифметическое отклонение профиля;  $R_p$  – максимальная высота неровностей профиля;  $R_q$  – средний шаг неровностей профиля;  $R_t$  – средний шаг местных выступов профиля;  $R_v$  – относительная опорная длина профиля.

Рассчитанные параметры  $R_a$ ,  $R_p$ ,  $R_q$ ,  $R_t$ ,  $R_v$  представлены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры шероховатости поверхностей боридных покрытий.

Покрытие	Исследуемые параметры				
	$R_a, \mu\text{m}$	$R_p, \mu\text{m}$	$R_q, \mu\text{m}$	$R_t, \mu\text{m}$	$R_v, \mu\text{m}$
100 % $\text{V}_4\text{C}$	0,899	4,618	1,131	10,260	-6,1
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}$	0,590	4,160	0,748	8,501	-4,212
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}_3\text{P}$	0,316	3,773	0,529	7,985	-3,884
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}_2\text{O}$	0,158	2,409	0,250	5,537	-3,128

Износостойкость боромедненных покрытий в условиях сухого трения – скольжения на воздухе имеет в 2 раза лучшую износостойкость чем боридные покрытия без комплексного насыщения. На всех этапах износа наименьшая скорость срабатывания обнаружена в боридных слоях полученных при введении в среду для насыщения порошка  $\text{Cu}_2\text{O}$ . Это объясняется тем, что в структуре боридных слоев обнаружены отдельные вкрапления меди, которые выполняют роль твердой смазки. При этом микротвердость боридных фаз  $\text{FeV}$  составляла 18,5 ГПа, а фазы  $\text{Fe}_2\text{V}$  – 14,5 ГПа, при насыщении медью микротвердость уменьшалась и составляла для фазы  $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{V}$  – 15,5 ГПа, а для фазы  $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{V}$  – 14,5 ГПа.

Таким образом ряды боридных покрытий полученных в различных насыщающих средах по росту износостойкости и уменьшению шероховатости поверхности совпадают. Эти ряды можно представить следующим образом:  $\text{FeV}$ ,  $\text{Fe}_2\text{V}$  (среда при насыщении  $\text{V}_4\text{C}$ )  $\rightarrow$   $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{V}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{V}$  (среда  $\text{V}_4\text{C}$  + порошок  $\text{Cu}$ )  $\rightarrow$   $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{V}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{V}$  (среда  $\text{V}_4\text{C}$  + порошок  $\text{Cu}_3\text{P}$ )  $\rightarrow$   $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{V}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{V}$  (среда  $\text{V}_4\text{C}$  + порошок  $\text{Cu}_2\text{O}$ ).

## ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ Cr-Si-B В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

Недайборщ С.Д.

Государственное предприятие “ЗАВОД 410ГА”,  
Воздухофлотский просп., 94, .Киев, 03151, Украина, [vrkk@ukr.net](mailto:vrkk@ukr.net)

Одним из направлений отечественного триботехнического материаловедения, продиктованного временем, является использование недорогостоящих и недефицитных компонентов из минерально-сырьевых ресурсов страны для разработки конструкционных материалов с существенным улучшением их структуры и повышением физико-механических свойств, в том числе и материалов покрытий.

Несмотря на достигнутые результаты, решение проблемы повышения эксплуатационной надежности и динамической долговечности пар трения за счет применения функциональных покрытий отстает от требований практики. При этом особенно важным остаются вопросы обеспечения их износостойкости и поверхностной прочности в экстремальных условиях эксплуатации, к которым относятся не только предельно высокие температуры нагрузки, скорости перемещения, но и влияние окружающей среды, в частности, вакуума, где применение традиционных смазок ограничено.

В связи с изложенным представляет значительный теоретический и прикладной интерес изучение структуры и закономерностей трения и изнашивания разработанных на базе природных ресурсов страны детонационных покрытий системы Cr-Si-B для защиты деталей машин, работающих в экстремальных условиях [1].

Анализ результатов показал (рис.1.), что повышение температуры испытаний до 700<sup>0</sup>C практически не влияет на интенсивность изнашивания покрытия Cr-Si-B, для который характерен теоретически допустимый и практически неизбежный механохимический износ. При испытаниях покрытий в условиях скоростей скольжения до 2,5 м/с и нагрузки 10 МПа (рис.2.) имеет место устойчивое проявление структурной приспособляемости материала за счет образования поверхностных вторичных структур, свойства которых препятствуют адгезионно-молекулярному взаимодействию, выполняя роль твердой смазки, и способствуют зернограничному скольжению [2,3].

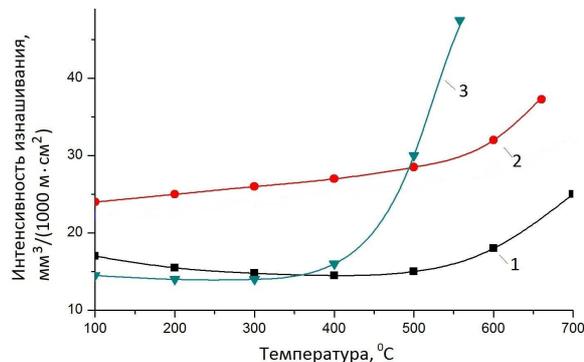


Рис. 1. Зависимость интенсивности изнашивания от температуры: 1 – Cr-Si-B; 2 – Ni-Cr-Al-B; 3 – BK-15 (V=1,5 м/с; P=5,0 МПа).

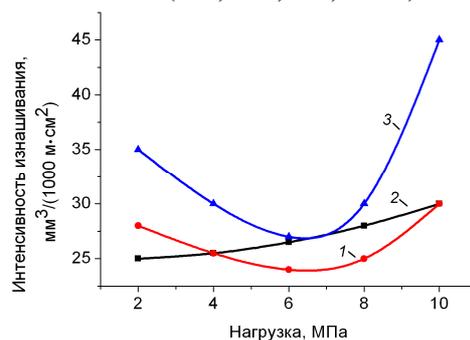


Рис. 2. Зависимость интенсивности изнашивания покрытий от нагрузки; 1 – Cr-Si-B; 2 – BK-15; 3 – Ni-Cr-Al-B 15 (V=2,5 м/с).

Результаты сопротивления износу детонационных покрытий Cr-Si-B подтверждают целесообразность и перспективность продолжения испытаний с целью всестороннего исследования их эксплуатационных возможностей в экстремальных условиях защиты деталей от износа.

1. Декл. пат. на кор. мод. 65010 *України*. Композиційний зносостійкий матеріал на основі Cr-Si-B для поверхневого зміцнення деталей; С22С 29/14 / С.Д. Недайборщ, І.О. Єгоров, В.В. Щепетов та ін. - № u 2011 04995; Заявл. 20.04.2011; Опубл. 25.11.2011, Бюл. №22. – 4 с.
2. Недайборщ С.Д., Щепетов В.В. Износостойкость детонационных покрытий Cr-Si-B при нагружении рением в условиях повышенных температур // Порошковая металлургия. – 2014.–№1/2.–С.81–89.
3. Недайборщ С.Д. Закономерности и механизм изнашивания детонационных покрытий Cr-Si-B при нагружении трением в отсутствии смазки/ Проблемы тертя та зношування.–2010.–№54.–С.163–171.

## СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Zr-Al-B

Харченко Е.В.

Национальный авиационный университет,  
просп. Космонавта Комарова, 1, Киев, 03058, Украина, [olena80@ukr.net](mailto:olena80@ukr.net)

Современные достижения научно-технического развития в сфере производства и эксплуатации во многом определяется уровнем достижений в области новых материалов. Одной из наиболее динамично развивающихся технологий, отмеченной ростом научного, промышленного и коммерческого интереса, является разработка и создание аморфизированных конструкционных материалов и покрытий. Достижение принципиально нового уровня свойств аморфно-кристаллических материалов определяется способностью получения их с качественно и количественно новыми эксплуатационными характеристиками.

Одним из современных методов получения аморфно-кристаллических материалов остаются постоянно совершенствующиеся технологии газотермического напыления. Триботехнические испытания аморфных покрытий близкого фазового состава, полученные различными газотермическими методами, показали, что наиболее высокой износостойкостью обладают покрытия полученные методом детонационно-газового напыления [1]. Экспериментально установлены технологические параметры, определяющие возможность получения аморфизированных покрытий, при этом установлено, что детонационно-газовое напыление не только создает оптимальные условия получения околоэвтектических составов в метастабильном состоянии, но и имеет ряд преимуществ перед традиционными способами скоростного охлаждения.

На рис. 1. обобщены результаты экспериментальных исследований сопротивления износу разработанных аморфно-кристаллических покрытий, напыленных детонационно-газовым методом на основе циркония, легированного бором и алюминием [2].

Анализ результатов исследований покрытий, в структуре которых содержатся аморфные и кристаллические фазы, позволяет утверждать, что аморфно-кристаллическая композиция при оптимальном сочетании составляющих ее компонентов, обладает высокой

поверхностной прочностью, износостойкостью и удовлетворительной работоспособностью в ходе всего диапазона испытаний.

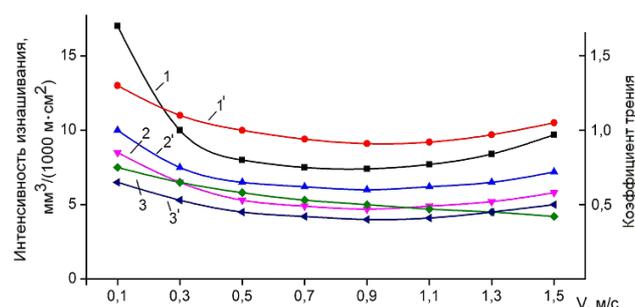


Рис.1 Зависимость интенсивности изнашивания (1, 2, 3) и коэффициента трения (1', 2', 3') от скорости скольжения покрытий: 1, 1' – на основе Ni (Ni-Cr-Al-B); 2, 2' – типа ВК15; 3, 3' – аморфно-кристаллической системы Zr-Al-B.

В заключение отметим, что дальнейшие испытания аморфно-кристаллических покрытий, разработанных на базе отечественных сырьевых ресурсов, направлены на всесторонние исследования их прочностных и антифрикционных характеристик; изучение возможностей применения покрытий в экстремальных условиях трения с целью решения теоретических и прикладных задач определения областей их оптимальных технико-экономических возможностей и реализации эксплуатационных свойств в готовых изделиях.

### Литература

- Харченко Е.В. Износостойкость аморфно-кристаллических покрытий на основе циркония // Е.В. Харченко, В.В. Щепетов // Проблемы техники.–2012.– №4.–С.103–108.
- Декл. пат. на кор. мод. 82902 *України*. Зносостійкий аморфний матеріал на основі цирконію; С22С 9/01 / О.В. Харченко, В.В. Щепетов, М.С.Яковлева, та ін. - № у 2012 14550; Заявл. 19.12.2012; Опубл. 27.08.2013, Бюл. №16. – 4 с.

## ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ

Бурмак А.П., Волошко С.М.

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»,  
ул. Политехническая, 35, Киев, Украина, [abyrmak@gmail.com](mailto:abyrmak@gmail.com)

В последние годы исследование особенностей механизма формирования деформационной структуры представляет огромный интерес в связи с развитием способов упрочнения металлов и сплавов путем интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако при обработке некоторых сплавов возникают трудности в достижении оптимальных соотношений прочности и пластичности наноструктурированных материалов. Например, в гетерогенных сплавах типа пересыщенных твердых растворов на механические характеристики влияет не только измельчение зерен при ИПД, но и выделение вторичных дисперсных фаз. В зависимости от структурного состояния таких фаз в широком интервале степеней деформации наблюдается как эффект дополнительного упрочнения, так и разупрочнения. Структурный механизм изменения механических свойств поверхностных слоев, связанный с выделением вторичных дисперсионных фаз, еще не изучен.

В настоящей работе этот вопрос рассматривается применительно к известному алюминиевому сплаву Д16, подвергаемому ИПД методом ультразвуковой ударной обработки (УЗУО), так как использование энергии мощных ультразвуковых колебаний в процессе поверхностной обработки материалов является достаточно перспективным направлением исследований.

Цель данной работы исследование физико-химического состояния, структуры, уровня микротвердости и износостойкости поверхностных слоев промышленного алюминиевого сплава Д16 под действием интенсивных режимов УЗУО в условиях квази-гидростатического сжатия образца.

УЗУО проводилась при комнатной температуре на приборе УЗГ-300. Амплитуда торца концентратора составляла  $A = 9,7 - 20,1$

мкм, длительность воздействия  $\tau = 1с - 210 с$ . Обработка проводилась по двум схемам – при наличии сдвиговой составляющей и без нее.

При длительности обработки  $\tau=200 с$  достигается значение микротвердости 12 ГПа, эффект упрочнения ~600%. Концентрация кислорода на поверхности и по глубине приповерхностного слоя с увеличением длительности УЗУО до 80 с приближается до 60 ат.%, электрическое сопротивление поверхностного слоя постепенно растет. Таким образом, одной из причин упрочнения поверхности сплава Д16 становится процесс механохимического окисления под действием интенсивной пластической деформации на воздухе. Эффективность экзотермической реакции окисления определяется длительностью УЗУО. Особенной характеристикой синтезированного оксидного слоя является практически однородное по его толщине высокое содержание атомов кислорода. Наиболее вероятно, что кинетика роста этого слоя имеет равномерно-послойный характер, не связанный с термодиффузионными процессами.

Максимальная толщина модифицированного слоя после УЗУО достигает 140 мкм. Следует отметить, что применение УЗУО позволяет упрочнять поверхностный слой образцов, после предварительной термической обработки. Эффект такого дополнительного упрочнения в несколько раз превышает эффект искусственного старения.

При максимальных значениях микротвердости износостойкость поверхностных слоев возрастает в ~2,5 раза, шероховатость поверхности уменьшается (от ~ 1,3 мкм до ~ 0,5 мкм), а уровень остаточных макронапряжений сжатия возрастает от -150 МПа до -650 МПа.

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ СУЛЬФИДА ЦИНКА ДОБАВКАМИ $\text{Ln}_2\text{S}_3$ ( $\text{Ln} - \text{Gd}, \text{Dy}$ ) НА ОПТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ ПОКРЫТИЙ

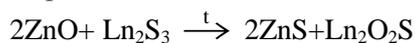
**Зинченко В.Ф., Магунов И.Р., Мазур О.С., Мозговая О.В.<sup>(1)</sup>, Чигринов В.Э.**

Физико-химический институт им. А.В. Богатского НАН Украины,

Люстдорфская дорога, 86, Одесса, 65080, Украина, [vfzinchenko@ukr.net](mailto:vfzinchenko@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Казенное предприятие Специального приборостроения „Арсенал” ГКА Украины, ул. Московская, 8, Киев 02010, Украина, [borisgor@i.com.ua](mailto:borisgor@i.com.ua)

Установлено отрицательное влияние кислородсодержащих примесей в пленкообразующем материале сульфида цинка на оптические и эксплуатационные свойства получаемых покрытий, что обусловлено взаимодействием  $\text{ZnO}$  с материалом испарителя в условиях глубокого вакуума и высоких температур. Для предотвращения нежелательных явлений предложено использование легирующих добавок сульфидов лантанидов ( $\text{Ln}_2\text{S}_3$ ), связывающих примесь  $\text{ZnO}$  за счет обменной реакции:



в менее активную форму [1,2]. Проведено сопоставление в качестве легирующих добавок  $\text{Gd}_2\text{S}_3$  и  $\text{Dy}_2\text{S}_3$ , заметно различающихся своей летучестью относительно основного материала,  $\text{ZnS}$ . Предварительно проведено моделирование указанного выше процесса с использованием методов РФА и ИК-спектроскопии (рис.).

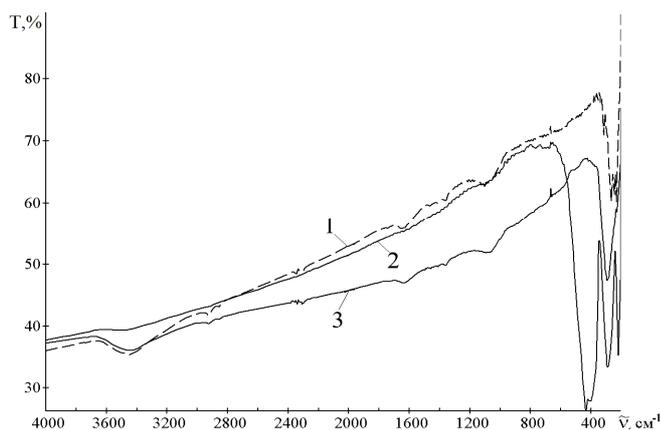


Рисунок – ИК-спектры пропускания системы  $\text{ZnS}(\text{ZnO})-\text{Gd}_2\text{S}_3$ :  
1- $\text{Gd}_2\text{S}_3$ ; 2- $\text{ZnO}-\text{Gd}_2\text{S}_3$  (2:1,  $1800^\circ\text{C}$ ); 3- $\text{ZnS}(\text{ZnO})-\text{Gd}_2\text{S}_3$  ( $800^\circ\text{C}$ )

Результаты испытаний показали низкие эксплуатационные свойства, особенно, механи-

ческую прочность покрытия из  $\text{ZnS}$  с легирующей добавкой  $\text{Dy}_2\text{S}_3$ . В то же время покрытие, полученное из материала с добавкой  $\text{Gd}_2\text{S}_3$ , обладает высокими оптическими и эксплуатационными параметрами (табл.).

Таблица – Оптические и эксплуатационные свойства покрытий, полученных из легированных образцов  $\text{ZnS}$

Образец	Физическая толщина, нм	Показатель преломления ( $\lambda=500$ нм)	Коэффициент рассеяния, %	Климатическая стойкость	Механическая прочность, обороты (группа)
$\text{ZnS}-\text{Dy}_2\text{S}_3$	582	2.38	0.03	–	1000 (хуже 3)
$\text{ZnS}-\text{Gd}_2\text{S}_3$	574	2.38	0.05	+	24500 (лучше 0)

1. Zinchenko V.F., Chivireva N.O., Kocherba G.I., Markiv V.Ya., Belyavina N.M. Influence of  $\text{Ln}_2\text{S}_3$  ( $\text{Ln} - \text{Gd}, \text{Dy}$ ) dopant on the crystal structure and optical properties on zinc sulfide // Chemistry of Metals and Alloys. – 2010. – 3, Iss. 3/4. – P.75-82.

2 Зинченко В.Ф., Магунов И.Р., Стоянова И.В., Мазур О.С., Чигринов В.Э. Исследование взаимодействия в системе  $\text{ZnS}(\text{ZnO})-\text{Dy}_2\text{S}_3$  // Журн. неорган. химии.–2013.–58, № 9.–С.1154-1158.

## ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ

**Ильницкая Г.Д., Романко Л.А., Дуда Т.М., Шатохин В.В., Зайцева И.Н., Ткач В.Н.,  
Лавриненко В.И., Пасечный О.О., Девицкий А.А., Косенчук Т.А.**  
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [izaitseva@ukr.net](mailto:izaitseva@ukr.net)

В машиностроении широко применяются порошки синтетического алмаза при обработке поверхности твердого сплава, керамики, стекла и других хрупких материалов. Производительность и качество обработки в значительной степени зависят от уровня свойств режущих элементов и возможности их интенсивной эксплуатации. Обрабатываемая способность инструментального материала определяется его физико-механическими характеристиками. В отечественной промышленности получили широкое распространение поликристаллические материалы на основе сверхтвердых материалов. Так, на основе нитрида бора - киборит, гетеронит, эльбор и другие. Для повышения износостойкости и продуктивности обработки вводятся разные зернистые и модифицирующие добавки в рабочий слой инструмента, что позволяет управлять электризацией и функционированием термоЭДС в зоне контакта инструмента с деталью.

Поэтому целью данной работы было изучение физико-механических характеристик алмазосодержащих композитов на основе алмазов марки АС6, используемых в шлифовальном инструменте.

Исследования проводили на порошках алмаза зернистостью 125/100 марки АС6. Исходные порошки были металлизированы Ni и Cu, а затем покрыты тонкодисперсным порошком Al и термообработаны. Процесс терморективного спекания проводили на воздухе при температуре 750 °С и 900 °С.

С помощью электронно-микроскопического анализа исследовали структуру полученных алмазосодержащих композиционных материалов. Было показано, что получены алмазосодержащие композиты разнообразной формы и с разной шероховатой поверхностью. Установлено, что структура полученных композитов зависит от температуры спекания. После спекания композитов (зерна алмаза металлизированные Cu и покрытые Al)

при температуре 750 °С образуется игольчатая структура, при увеличении температуры до 900 °С количество иголок уменьшается и образуется более монолитная структура с прочным скелетом и с выделением на поверхности алмазосодержащих композитов эвтектики взаимодействующих компонентов покрытия. Рентгеноспектральным анализом установлено, что иглы, образующиеся в структуре композитов, состоят преимущественно из нитрида алюминия.

В полученных образцах алмазосодержащих композиционных материалов определяли механические характеристики в виде статической прочности. Если прочность исходных порошков алмаза составила 7,8 Н, то после металлизации поверхности порошка алмаза Ni увеличилась примерно на 10 %, а после покрытия Al увеличилась на 16 % и составила 9,0 Н. После металлизации поверхности порошка алмаза Cu прочность составила 12,3 Н, после покрытия Al – составила 13,10 Н, что примерно на 50 % выше по сравнению с прочностью исходного порошка.

Измерения электрофизических характеристик алмазосодержащих композиционных материалов в виде удельного электросопротивления показали, что если исходный порошок алмаза является диэлектриком ( $\rho = 5,5 \cdot 10^{10}$  Ом м), то после металлизации поверхности порошков алмаза электропроводными металлами Ni и Cu материал становится электропроводным с  $\rho = 1 \cdot 10^{-5}$  и  $\rho = 1 \cdot 10^{-6}$  Ом·м соответственно. После покрытия металлизированной поверхности алмаза Al удельное электросопротивление композитов повышается на порядок. Для оценки износостойкости алмазосодержащих композитов на основе алмазов марки АС6 зернистости 125/100 исходных, металлизированных Ni и Cu, а затем покрытых Al была изготовлена серия шлифовальных кругов формы 12A2-45° на полимерной связке В2-08. Изготовленные круги переданы на испытание.

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Имшинецкий И.М., Машталяр Д.В., Самохин А.В.<sup>(1)</sup>,  
Цветков Ю.В.<sup>(1)</sup>, Синебрюхов С.Л., Гнеденков С.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт химии Дальневосточного отделения РАН,

просп. 100-летия Владивостока, 159, Владивосток, 690022, Россия, [igorimshin@gmail.com](mailto:igorimshin@gmail.com)

<sup>(1)</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

Ленинский просп., 49, Москва, 119991, Россия, [imet@imet.ac.ru](mailto:imet@imet.ac.ru)

Метод плазменного электролитического оксидирования (ПЭО), активно изучаемый и эксплуатируемый в промышленной практике многих стран, позволяет значительно расширить область практического использования вентильных металлов и сплавов, модифицируя их поверхность. Одним из современных направлений модификации поверхности, развиваемых в последнее время, является внедрение наночастиц в покрытие в результате ПЭО. Такой подход позволяет расширить комплекс практически значимых физико-химических характеристик (антикоррозионных, износостойких, магнитных) формируемых ПЭО-слоев [1 - 4].

Введение в состав покрытий нанопорошков  $ZrO_2$  и  $SiO_2$  позволяет снизить токи свободной коррозии в 2 – 3 раза, по сравнению с исходным ПЭО-слоем, полученным без использования нанопорошков (то есть в базовом электролите). Поляризационное сопротивление для покрытия, в состав которого входят наночастицы оксида циркония, практически в 2,5 раза выше по сравнению с исходным ПЭО-слоем.

Помимо улучшения электрохимических свойств наличие наночастиц приводит к улучшению механических параметров. Из анализа результатов испытаний динамической микротвердометрии, следует, что слои, содержащие наночастицы существенно тверже по сравнению с покрытиями, сформированными в базовом электролите ( $H_u = 2,84$  ГПа). Наилучшими значениями микротвердости обладают покрытия, содержащие наночастицы  $ZrO_2$  – 4,70 ГПа. По сравнению с ПЭО-покрытиями, сформированными в базовом электролите,

микротвердость покрытия с наночастицами  $ZrO_2$  увеличивается в 1,6 раза, а износостойкость в 1,4 раза.

В целом, наноструктурированные покрытия, в состав которых входят наночастицы, имеют значительное преимущество по сравнению с покрытиями, полученными без их использования. Подобное модифицирование способно существенно образом расширить границы эксплуатации деталей из вентильных металлов и сплавов в различных (в т.ч. экстремальных) условиях.

[1] Gnedenkova S.V., Khrisanova O.A., Zavidnaya A.G., Sinebryukhov S.L., Egorkin V.S., Nistratova M.V., Yerokhin A., Matthews A. // Surf. & Coat. Technology. 2010. Vol. 204. P. 2316-2322.

[2] Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L. Composite polymer containing coatings on the surface of metals and alloy // Composite Interfaces. 2009. Vol. 16. P. 387-405.

[3] Imshinetskiy I.M., Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Samokhin A.V., Tsvetkov Y.V. Incorporation of zirconia and silica nanoparticles into PEO-coatings on magnesium alloys // Solid State Phenomena. 2014. Vol. 213. P. 125-130/

[4] Minaev A.N., Gnedenkova S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Sidorova M.V., Tsvetkov Yu. V., Samokhin A.V. // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2011. Vol. 47. P. 840-849.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Комплексной программы фундаментальных исследований Дальневосточного отделения РАН "Дальний Восток" (6.6) и Министерства науки и образования РФ (контракт № 02.G25.31.0035-225 от 12.02.2013).*

## СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОК Pd И Pt НА ПОВЕРХНОСТИ Ni, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПЫЛЕНИЯ В ПЛАЗМЕ

**Чурилов Г.Н.**<sup>(1,2,3)</sup>, **Колоненко А.Л.**<sup>(1,2,3)</sup>, **Внукова Н.Г.**<sup>(1,2)</sup>,  
**Осипова И.В.**<sup>(1,2)</sup>, **Дубинина И.А.**<sup>(1,3)</sup>, **Мельникова Е.И.**<sup>(3)</sup>

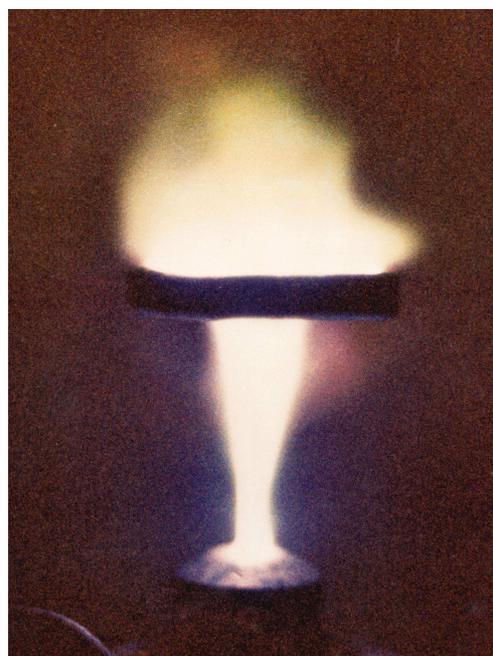
<sup>(1)</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук,  
ул. Академгородок, 50/38, Красноярск, 660036, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

<sup>(2)</sup>Красноярский государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева,  
ул. Ады Лебедевой, 89, Красноярск, 660049, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

<sup>(3)</sup>Сибирский федеральный университет,  
просп. Свободный, 79, Красноярск, 660041, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

Адгезия – один из наиболее важных параметров, характеризующих покрытия. Наибольшее значение величины адгезии можно получить, осуществив гомогенный переход одного вещества в другое. Если этого трудно достичь для металлических покрытий на поверхности оксидов [1], то для разных металлов, в той или иной степени, это достижимо. Ранее нами было показано, что образование периодически изменяющегося градиента температур, т.е. создание тепловой волны, в металлических сплавах приводит к перераспределению элементного состава на толщине обрабатываемого проката и не влияет на [2].

В данной работе мы представляем описание модифицированного нами метода газотермического напыления пленок в плазме с последующей термической обработкой и результаты исследования полученных этим методом образцов. На рис.1 приведена фотография разряда. Обрабатываемая поверхность и вводимое вещество нагревались отдельно. Приводятся характеристики пленок палладия и платины на поверхности никелевых пластин. Пластины выполнялись в виде цилиндров диаметром 40 мм и толщиной 5 мм. Показано, что только в узкой области параметров напыления и термической обработки можно получить пленки с повышенной износостойкостью и с аномально высокой адгезией, которая сохраняется при многократных нагревах (до 1200 °С) и плавных охлаждениях (до 20 °С). Исследования показали, что никель и благородные металлы находятся в кристаллических состояниях, а между ними находится слой вещества в аморфном состоянии.



**Рис. 1. Разряд для газотермического напыления пленок благородных металлов на поверхности никелевых пластин**

### Список литературы:

1. Найдич Ю.В., Габ И.И., Стецюк Т.В., Костюк Б.Д. // VII Международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий», Крым, 2012, С.260.
2. Чурилов Г.Н., Осипова И.В., Глущенко Г.А., Томашевич Е.В., Внукова Н.Г. // V Международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий», Крым, 2008, С.357.

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, БЫВШИХ В ЭКСПЛУАТАЦИИ

Надараина К.В.<sup>(1,2)</sup>, Машгалаяр Д.В.<sup>(1,2)</sup>, Минаев А.Н.<sup>(2)</sup>,  
Синебрюхов С.Л.<sup>(1)</sup>, Гнеденков С.В.<sup>(1,2)</sup>

<sup>(1)</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук,  
пр. 100-летия Владивостока, 159, Владивосток, 690022 Россия, [referent@ich.dvo.ru](mailto:referent@ich.dvo.ru)

<sup>(2)</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего  
профессионального образования «Дальневосточный федеральный университет»  
ул. Суханова, 8, Владивосток, 690950 Россия, [rectorat@dvfu.ru](mailto:rectorat@dvfu.ru)

Термическое оксидирование (ТО) деталей и изделий судостроения является одним из современных методов создания защитных покрытий на поверхности титановых сплавов. При помощи ТО можно получать защитные покрытия, обладающие антикоррозионными свойствами (для защиты от гальванической коррозии сплавов, контактирующих в морской воде с титаном) и износостойкостью. Тем не менее термическое оксидирование имеет ряд существенных недостатков: высокая энергоёмкость, трудозатратность и длительность процесса, а также отсутствие возможности восстановления покрытия на деталях, уже бывших в эксплуатации. В силу указанных недостатков ТО, а также возрастающих требований к качеству поверхностного слоя разрабатываются принципиально новые технологические процессы, основанные на последних достижениях науки и техники. Одним из наиболее эффективных альтернативных методов нанесения защитных покрытий на поверхность изделий судовой арматуры и механизмов, выполненных из титановых сплавов, является плазменное электролитическое оксидирование (ПЭО) [1]. Основной задачей данного исследования является восстановление защитных свойств ТО покрытий на титановых сплавах методом ПЭО.

С использованием основ и подходов плазменного электролитического оксидирования были подобраны режимы формирования ПЭО-слоев на поверхности изделий, подвергнутых термическому оксидированию.

Качество защитных свойств поверхностных слоев, сформированных методом ПЭО на поверхности деталей, бывших в эксплуатации, оценивали по электрохимическим параметрам и трибологическим свойствам. Анализ результатов потенциодинамической поляризации, электрохимической импедансной спектроскопии и трибологических испытаний позволил

констатировать восстановление защитных свойств покрытий на деталях, обработанных методом ПЭО. При этом для восстановленных защитных слоев наблюдается облагораживание потенциала свободной коррозии  $E_k$ , увеличение коррозионного сопротивления  $R_k$ , уменьшение токов коррозии  $I_k$  и снижение коэффициента трения  $\mu$  по сравнению с термически сформированным покрытием (см. таблицу).

**Таблица**

*Параметры поверхностных слоев*

Способ получения покрытия	$I_k$ , А/см <sup>2</sup>	$R_k$ , Ом·см <sup>2</sup>	$\mu$
Термическое оксидирование	$3,06 \cdot 10^{-9}$	$2,73 \cdot 10^6$	0,75
ПЭО поверхности, подвергнутой ТО	$2,64 \cdot 10^{-10}$	$3,34 \cdot 10^7$	0,70

Таким образом, метод плазменного электролитического оксидирования подходит не только для формирования защитных слоев на поверхности чистых металлов и сплавов, но и для восстановления покрытий на изделиях, бывших в эксплуатации, что существенно снижает расходы по сравнению с изготовлением новых, подчас уникальных деталей.

1. Гнеденков С.В.  
Синебрюхов С.Л. Сергиенко В.И.  
Композиционные многофункциональные покрытия на металлах и сплавах, формируемые плазменным электролитическим оксидированием. Владивосток: Дальнаука, 2013. 460 с.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Комплексной программы фундаментальных исследований Дальневосточного отделения РАН "Дальний Восток", Научного фонда ДВФУ (грант № 12-03-13001-07/13) и Министерства науки и образования РФ (контракт № 02.G25.31.0035-225 от 12.02.2013).*

## ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛМАЗНЫХ МИКРОПОРОШКОВ

Олейник Н.А., Ильницкая Г.Д., Сизоненко О.Н.<sup>(1)</sup>,  
Петасюк Г.А., Базалий Г.А., Шамраева В.С.

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [oleynik\\_nonna@ukr.net](mailto:oleynik_nonna@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,  
пр. Октябрьский, 43а, Николаев, Украина, [sizonenko43@rambler.ru](mailto:sizonenko43@rambler.ru)

Микропорошки алмаза, широко используемые для финишной обработки поверхностей деталей, должны обладать высокими характеристиками качества.

Цель работы - исследование формирования физико-химических и физико-механических характеристик микропорошков алмаза под влиянием химических и физических воздействий.

Исследованы образцы микропорошков марки АСМ зернистостей 14/10, 20/14, 40/28. Образцы подготовлены по схеме (рис.1). Способы обработки: традиционная технология (механическое измельчение, химическая очистка, классификация); химическая обработка (овализация); электрохимическая обработка; обработка высоковольтными электрическими разрядами (ВЭР) в жидкости, химическая очистка; механическое измельчение, химическая очистка, классификация; флотационное разделение; механическое измельчение, химическая очистка, классификация; разделение зерен порошка в магнитном поле.



Рис. 1. Схема подготовки образцов

Определены: морфометрические характеристики, абразивная способность, содержание основной фракции, массовая доля примесей, удельные магнитная восприимчивость, электросопротивление, площадь поверхности, объем пор; энергия адсорбции; стойкость порошков к окислению кислородом воздуха.

Результаты исследования показали, что в порошке, изготовленном по традиционной технологии, присутствуют друзы, поверхность кристаллов гладкая, содержит лишь акцессории роста. Вершины ребер кристаллов порошка, изготовленного после обработки расплавом, чуть заовалены. Поверхность кристаллов после ВЭР обработки имеет новые режущие кромки. После всех видов обработки форма зерен (компактность) существенно не отличается, а шероховатость максимальна после ВЭР обработки. Обработка расплавом и электрохимическая обработка приводят к уменьшению содержания примесей. Влияние воздействий отражается на адсорбционно-структурных характеристиках порошка. Обработка расплавом способствует развитию мезопористой структуры. ВЭР обработка увеличивает долю микропор. Обработка расплавом снижает удельную поверхность порошка, ВЭР обработка – увеличивает. Стойкость к окислению микропорошка после обработки расплавом и после ВЭР обработки выше, чем у исходного порошка. Способы физических, химических и электрохимических воздействий увеличивают абразивную способность и однородность по размерам порошков.

Сортировка исходного порошка флотацией, последовательное применение обработки ВЭР и разделения в магнитном поле дополнительно улучшает качество микропорошков алмаза.

Установлено, что при формировании физико-химических и физико-механических характеристик порошка на повышение абразивной способности (ее величина возрастает на 31–36 %) и однородности по размерам зерен порошка (содержание основной фракции возрастает на 17 %) в большей мере влияют способы обработки, чем сортировка зерен. Максимальный эффект можно достичь последовательно применяя способы физического и химического воздействия и сортировки.

## УТИЛИЗАЦИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГИДРОКСОПАТИТА КАЛЬЦИЯ

Карбовский В.Л.

Институт металлофизики им.Г.В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Вернадского, 36, Киев, 03680, Украина, [nataly\\_kurgan@mail.ru](mailto:nataly_kurgan@mail.ru)

### Ведение

В последнее время гидроксоапатит кальция помимо прочих применений, рассматривается как матрица для захоронения радиоактивных отходов и накопитель экологически опасных соединений тяжелых металлов [1-2]. Высокая удельная поверхность в несколько сот квадратных метров на один грамм вещества определяет высокую реакционную способность нанодисперсного гидроксоапатита кальция.

В данной работе исследованы изменения электронной структуры апатита кальция, инициированные изоморфной модификацией ураном. Исследования проводились методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, как наиболее прямым методом исследования электронной структуры химических соединений с привлечением квантовомеханического моделирования в ЛМТО приближении.

### Результаты и обсуждение

В работе исследовано две серии образцов гидроксоапатита с изоморфным замещением в исходной структуре кальция на уран. Одна серия получена высушиванием осадка изоморфнозамещенного гидроксоапатита кальция, сформировавшегося после завершения реакции в растворе при 150 °С и последующей его термической обработкой при 900 °С. Другая является матрицей, доведенной до воздушно-сухого состояния сорбцией урана из раствора.

Показано, что подрешетка, представленная фосфатными тетраэдрами, является определяющей в формировании пространственного распределения плотности электронных состояний исследуемых веществ.

Обнаружено, что в результате реакции ионного обмена в водных растворах не формируются соединения, содержащие  $U^{4+}$ , а происходит образование соединений, включающих  $U^{6+}$  в виде  $UO_2^{2+}$ . Установлено, что во втором образце атомы урана локализованы не только на поверхности, но и в

объеме образца. В изученных образцах апатита обнаружено наличие  $CO_3^{2-}$  групп, так же обусловленное изоморфным замещением в анионной подрешетке. Замещение кальция более тяжелым катионом в гидроксоапатите уменьшает отношение металл/фосфор на поверхности образца (табл.1). Можно предположить, что взаимодействие между апатитом и ионами металлов в растворе управляется растворением апатита, приводящим к образованию металло-фосфатов. Новые фосфаты зарождаются на поверхности апатита, который действует как катализатор этой реакции.

Таблица 1. Отношения содержания Ca/P в исследованных образцах.

Образец	Ca/P
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$	1.66
$Ca_{10-x}U_x(PO_4)_6(OH)_2$	1.64

### Выводы

Установлено, что изоморфное модифицирование гидроксоапатита кальция ураном приводит к уменьшению отношения металл/фосфор на поверхности образцов, что при взаимодействии между апатитом и ионами металлов в растворе может приводить к образованию металло-фосфатов.

Сопоставление спектральных и квантовомеханических данных позволило заключить, что вхождение атомов урана в структуру гидроксоапатита происходит преимущественно в  $Ca_{(2)}$  позиции. Этот факт открывает перспективу управляемого создания матриц для долгосрочного захоронения радиоактивных отходов и других токсикантов.

### Литература

1. В.Л. Карбовский, А.П. Шпак Апатиты и апатитоподобные соединения. Электронное строение и свойства. Киев, Наукова думка, 2010, с. 483.
2. Ion Exchange Technologies // Edited by [Ayben Kilislioglu](http://www.kilislioglu.com), US, InTech, 2012, p. 366.

## ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ АПАТИТОВ КАЛЬЦИЯ И СТРОНЦИЯ

Курган Н.А.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Вернадского, 36, Киев, 03142, Украина, [nataly\\_kurgan@mail.ru](mailto:nataly_kurgan@mail.ru)

Апатиты кальция и стронция применяются во многих областях человеческой деятельности, таких как: квантовая электроника, экология, наномедицина и нанобионика [1-2].

Влияние эффектов ближнего порядка на свойства твердого тела наглядно можно наблюдать в различии свойств кристаллов с близкой кристаллической структурой и химическим составом. В связи с этим основная цель работы состояла в исследовании особенностей электронного строения апатитов кальция и стронция с помощью рентгеновской фотоэлектронной, эмиссионной, инфракрасной спектроскопии, а также квантово-механических расчетов.

Показана детерминирующая роль тетраэдрических кислородных матриц  $\text{XO}_4^{3-}$  в формировании главных особенностей валентной полосы исследуемых систем. Сопоставление расчетных данных полной плотности электронных состояний для элементарной ячейки кристалла (ЛМТО-расчет) и кластерного расчета  $\text{XO}_4^{3-}$  тетраэдра показало практическое соответствие формы и главных особенностей кривых, что указывает на определяющую роль нанофрагмента структуры  $\text{XO}_4^{3-}$  тетраэдра в формировании главных особенностей полной плотности состояний апатитов кальция.

Установлено, что электронная структура стехиометрических апатитных систем малочувствительна к типу аниона на оси  $c$ , что на практике проявляется в лабильности структуры относительно этой позиции.

Симметрия колебаний аниона  $\text{XO}_4^{3-}$  в кристаллической решетке апатита определяется не только симметрией его локального окружения, но и в значительной мере природой химических связей X-O внутри аниона (Табл). Наибольшее влияние на тетраэдрическую подрешетку в кальциевом апатите оказывает ион Cl, а в стронциевом апатите – ион OH. Показано, что симметрия тетраэдров во фтороапатите стронция более высокая в сравнении с гидроксо- и хлороапатитом.

В подрешетке металла наблюдается косвенное взаимодействие металл-металл, осуществляемое преимущественно между атомами в  $\text{Ca}_{(2)}$  позициях с участием атомов кислорода гидроксильной группы, канал взаимодействия  $\text{Ca}_{(2)}\text{-O}_{(3)}\text{-Ca}_{(1)}$  через атомы кислорода из  $\text{PO}_4$ -групп при этом менее выражен. В гидроксованадате взаимодействие ионов  $\text{Ca}_{(2)}$  с гидроксилем значительно слабее, чем в гидроксоапатите.

**Table. Полуширина полосы поглощения на  $1030 \text{ см}^{-1}$  в зависимости от состава фосфат-апатита.**

Образец	Полуширина полосы поглощения, $\text{см}^{-1}$
$\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{OH}$	190
$\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$	210
$\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{Cl}$	420
$\text{Sr}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$	180
$\text{Sr}_5(\text{PO}_4)_3\text{Cl}$	290
$\text{Sr}_5(\text{PO}_4)_3\text{OH}$	430

Показано, что в формировании формы кривых  $L_{\alpha}$ -спектров кальция в кальциевых апатитах значительную роль играют атомные эффекты и, как следствие, участие  $d$ -состояний кальция в образовании связи нивелировано их значительной локализацией, по всей видимости, во внутренней долине эффективного потенциала.

1. В.Л. Карбовский, А.П. Шпак. Апатиты и апатитоподобные соединения. Электронное строение и свойства. Киев, Наукова думка, 2010, с. 483.

2. А.П.Шпак, В.Л.Карбовский, В.В.Трачевский. Апатиты. Киев, Академперіодика, 2002, с. 414.

## ЕМКОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОВОДНЕННОЙ НАНОПОРОШКОВОЙ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

**Зеленяк Т.Ю., Шило А.В., Дорошкевич А.С.,**

**Сапрыкина А.В., Полторацкая А.В., Константинова Т.Е.**

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины

ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина, [matscidedp@aim.com](mailto:matscidedp@aim.com)

В последнее время активно проводятся исследования процессов энергетического обмена между наноразмерными объектами и внешней средой посредством химических реакций, в частности, посредством хемосорбции [1]. Ранее было показано, что адсорбированные при нормальных физических условиях продукты диссоциативной адсорбции воды на поверхности наночастиц  $ZrO_2$  под действием внешнего электрического поля инициируют процессы разделения и локализации электрического заряда в объеме нанопорошковой системы [2]. Представляет интерес поведение исследуемой системы в электрическом поле при избытке адсорбированных ионов. Исследование этого вопроса было целью данной работы.

К торцам оводненных (11 вес. % воды) цилиндрических прессовок (давление прессования  $P = 500$  МПа, диаметр  $\varnothing = 18$  мм, высота  $h = 2-3$  мм) из нанопорошков состава  $ZrO_2 - 3$  мол. %  $Y_2O_3$  с размером частиц порядка 7,5 нм в течение времени заряда  $T = 300$  с прикладывалась разность потенциалов  $U_{вн}$ , после чего проводили разряд образцов на нагрузку  $R = 10$  кОм (эксперимент 3) и 100 кОм (эксперимент 1 и 2).

Емкость образцов определяли по кривым разряда исходя из их экспоненциального характера по уравнению [3,4]:

$$U = U_0 \exp(-t/R_0C), \text{ где:}$$

$U_0$  – значение напряжения на электродах в начальный момент экспоненциального разряда  
 $U = U_0 / 10$  – время, при котором напряжение на электродах образца уменьшается в 10 раз;

$t$  - время разряда.

Съемку кривых разряда проводили с помощью запоминающего осциллографа Tektronix TDS 2022B.

Было установлено существенное (более чем в 100 раз) повышение емкости системы (табл.1).

Сделано заключение о доминирующей роли продуктов диссоциативной адсорбции воды в электрокинетических процессах на поверхности наночастиц  $ZrO_2$ .

**Таблица №1 параметры разрядной кривой и электрическая емкость контрольного и оводненного образцов.**

$U_{вн}$ V	$\Delta m$ , вес.%	$U_0$ , V	$U$ , V	$t$ , s	$R_p$ , кОм	$C$ , mkF
1,5 V	3,2	0.3	0.03	16.6	100	70
1,5 V	11	1.44	0.144	68	100	295
3 V	11	1,184	0,11	221	100	930
6 V	11	1,06	0,1	78.2	10	3312

1.Стыров В.В., Тюрин Ю.И. Неравновесные хемозффекты на поверхности твердых тел. М.: Энергоатомиздат. 2003. – 507 с

2.Дорошкевич А.С., Шило А.В., Зеленяк Т.Ю., Сапрыкина А.В., Полторацкая А.В. Импедансная спектроскопия поверхности нанопорошковой системы на основе  $ZrO_2$ . низкотемпературные электронные процессы // Труды VI Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы физики твердого тела (ФТТ-2013)», 15-18 октября 2013, г. Минск, Беларусь– С.273-275

3.Pell W. G. Cnway, P. Adams, W. Oliveira Electrochemical efficiency in multiple discharge / recharge cycling of supercapacitors in hybride EV application // J. of Power Sorces. 1999. Vol. 80, N. 1 – 2. P. 134-141.

4.Стевич, М. Рйич – Вуясинович, З. Стоилькович Упрощенный измерений при исследовании суперконденсаторов // Электронная аппаратура: исследования, разработки, 2002. № 4-5, С.19 – 20.

## ДЕТОНАЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА Fe-Cr-SiC, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

**Астахов Е.А., Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Кильдий А.И.**

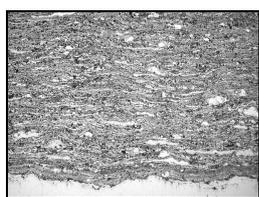
Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины  
ул. Боженко, 11, Киев, 03150, Украина, [ev.astakhov@gmail.com](mailto:ev.astakhov@gmail.com)

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств детонационных покрытий из КП Fe-Cr-SiC, полученные МХС (время обработки 5 ч) и механической смеси Fe-Cr.

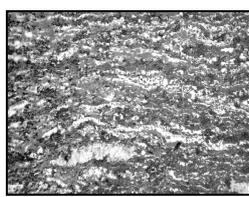
Процесс МХС смеси порошков указанного состава осуществлен с использованием планетарной мельницы «Активатор-2SL» в воздушной среде при скорости вращения барабанов 1500 об/мин в течение 0,5-5 часов при соотношении массы шаров к массы шихты 10:1.

На основании результатов РСФА порошковых проб подтвержден факт взаимодействия Fe и Cr, с образованием твердого раствора FeCr, а также образование карбидных и силицидных фаз при взаимодействии их с SiC лишь после 3,0 и 5,0 ч обработки.

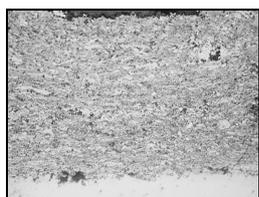
При напылении указанных составов формируются плотные, тонколамеллярные покрытия с оксидными прослойками на границах ламелей и отличающиеся друг от друга соотношением светлой (металлической) и серой (структурной составляющей) (см рис.).



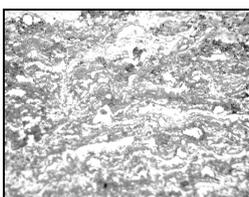
а – x200



б – x1000



в – x200



г – x1000

**Рис. Микроструктура детонационных покрытий из Fe-Cr (а,б) и КП Fe-Cr-SiC, полученного МХС (в,г)**

**Табл. Характеристика детонационных покрытий Fe-Cr и Fe-Cr-14,5SiC**

Состав напыляемого порошка, масс.%	Фазовый состав	Микротвердость, МПа	
		Общая	Металлической составляющей
47Fe+ +53Cr (мех. смесь)	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Cr <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeCr, αFe, Cr	7500±2020	2000±410
КП (40,5Fe+ +45Cr+ +14,5SiC)	FeCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub> , Cr <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeCr, SiC, (FeCr) <sub>7</sub> C, CrSi <sub>2</sub>	7580±1230	9840±1600

Покрытие из механической смеси Fe-Cr содержит исходные компоненты (Fe и Cr), их оксиды (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, Cr<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и небольшое количество твердого раствора FeCr (см.табл.). Количество металлической составляющей в покрытии 14...20 об.%.

Микроструктура покрытия из КП Fe-Cr-14,5SiC по сравнению с покрытием из металлической смеси Fe-Cr содержит 40 об.% металлической составляющей. Остальной объем относится к оксидам и фазам продуктов синтеза в процессе МХС и процесса нанесения покрытия. От фазового состава исходного порошка детонационное покрытие отличается наличием оксидов. Общая микротвердость покрытия из КП незначительно (см. табл.) превышает микротвердость покрытия из механической смеси (7580±1230 МПа по сравнению с 7500±2020 МПа), в то время как для металлической фазы она возрастает в 4,4 раза. Это можно объяснить результатом дисперсного упрочнения металлической матрицы твердыми включениями продуктов МХС - карбидов и силицидов.

## МАГНЕТРОННОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЛЕНОК СИСТЕМЫ C-Ni-N: ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА, СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

**Прудников А.М., Линник А.И., Шалаев Р.В., Варюхин В.Н., Мохненко М.И.**

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины  
ул. Р.Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина, [marya.mohnenko@yandex.ua](mailto:marya.mohnenko@yandex.ua)

Все больший интерес проявляется к разработке массивов самоорганизованных наноструктур, имеющих высокий потенциал практического применения в таких областях как полупроводниковая техника, магнитооптика, сенсорные устройства и магнитные устройства хранения информации [1]. Магнетронное осаждение при определенных условиях роста позволяет получать нанокolonарные массивы из различных материалов без какой-либо специальной предварительной подготовки поверхности – т.е. имеет место самоорганизация структуры в процессе роста [2].

Целью данной работы является определение механизма образования пленочных нанокolonарных гибридных структур в системе C-Ni-N.

Нанокolonарные пленочные массивы получали методом магнетронного распыления мишени (двухдисковая структура Ni-C) в атмосфере аргона и азота на диэлектрических подложках. Мощность разряда магнетрона при получении образцов не превышала 20 Вт. Давление газа внутри ростовой камеры составляло 25 Па.

Морфология поверхности пленок анализировалась полевой эмиссионной сканирующей электронной микроскопией (JEOL JSM-6490 LV) и атомной силовой микроскопией при помощи зондовой нанолaborатории Ntegra Aura, индуктивно-частотным методом исследовалась намагниченность насыщения материала пленок и ее зависимость от температуры.

Получаемые C-Ni-N пленки состоят из растущих перпендикулярно подложке отдельных нанокolonн. Диаметр нанокolonн составляет 70÷100 нм, их длина равна толщине пленки.

Индуктивно-частотным методом [3] изучена зависимость критической температуры формирования магнитных свойств гибридных Ni-C-пленок от состава композитной углерод-никелевой мишени. Пленки осаждали на стеклянную подложку при различных

температурах подложки в диапазоне 30...350 С. Установлено, что при увеличении соотношения C:Ni (по площади, занятой магнетронным разрядом) в мишени с 2 до 4 критическая температура увеличивается с 80 С до 160 С. Определены значения намагниченности насыщения и эффективной толщины пленок, полученных при различных температурах подложки. Показано, что намагниченность и толщина увеличиваются с ростом температуры подложки.

Для мишени из чистого никеля формирование магнитной пленки начинается уже на холодной подложке. Пленки демонстрировали анизотропию типа «легкая ось»: легким направлением стало направление по нормали к плоскости, а трудным – параллельно плоскости пленки. Такое поведение возможно, если пленка имеет столбчатую структуру.

При помощи сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии установлена двухуровневая самоорганизация структуры, а также закономерности формирования и эволюции. Механизм роста данных пленок носит кластерный характер (самоорганизация первого уровня). Установлено, что кластеры, осаждающиеся на поверхность подложки, являются кристаллическими и ферромагнитными.

Предложена модель формирования нанокolonарных гибридных Ni-C-плёнок, по которой, исследованные пленки, состоят из элементов типа «ядро-оболочка», проявляющих самоорганизацию второго уровня. При этом ядром является кристаллический никель, а оболочкой – аморфный углерод.

1. El Mel A.A. et al. *CARBON*, V.49. P.4595–4598, (2011)
2. Shalaev R.V. et al. *Phys. Status Solidi A*. 207, №10, P 2300–2302, (2010).
3. Прудников А.М., Линник А.И., и др. *Наносистемы: физика, химия, математика*. №3 (6), С. 134–145, (2012).

## ТОНКИЕ ПЛЕНКИ БОРИДОВ МАГНИЯ

**Шатерник А.В., Эистерер М.<sup>(1)</sup>, Шаповалов А.П., Мощиль В.Е., Прихна Т.А.**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины,  
 ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [shanton85@mail.ru](mailto:shanton85@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Atominstitut, Vienna University of Technology,  
 Stadionallee 2, 1020 Вена, Австрия, [eisterer@mail2.ati.ac.at](mailto:eisterer@mail2.ati.ac.at)

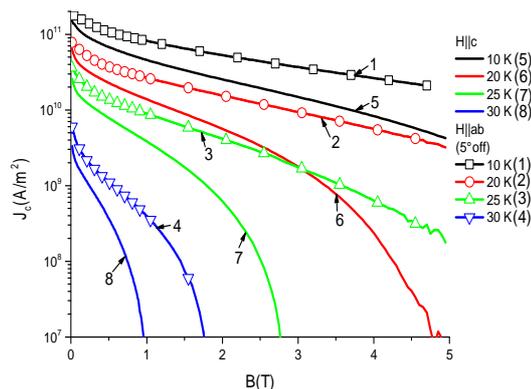
В работе разработана и реализована методика осаждения в вакууме на диэлектрические подложки сверхпроводящих тонких пленок диборида магния путем магнетронного распыления мишеней из диборида магния, полученных методом горячего прессования. Пленки осаждали на сапфировые подложки в аргоне при давлении  $7 \cdot 10^{-2}$  Па при комнатной температуре и впоследствии отжигали. В работе оценивали шероховатость получаемых тонких пленок  $MgB_2$ , а также пригодность и перспективность их использования с точки зрения создания на их основе переходов Джозефсона. Переходы Джозефсона резонансно-перколяционного типа изготавливали с использованием специально разработанных для этих целей теневых масок соответствующей геометрии.

Синтез мишени на основе  $MgB_2$  осуществляли из смеси магния и аморфного бора, которые брали в стехиометрии  $Mg:B=1:2$ , при давлении 30 МПа, температуре  $850^\circ C$  в течение 60 минут. Для напыления пленок использовали мишени цилиндрической формы диаметром 50 мм и толщиной 3 мм. Исследование мишеней методом рентгеновской дифракции показало, что основной кристаллической фазой, из которой состоят мишени, является фаза  $MgB_2$ , при этом в небольших количествах присутствует оксид магния  $MgO$ .

Исследованы сверхпроводящие характеристики вышеупомянутых мишеней. В результате установлено, что величина плотности сверхпроводящего критического тока  $j_c$  в них достигает  $6 \cdot 10^4 - 5 \cdot 10^5$  А/см<sup>2</sup> в интервале температур 10 К – 33 К в нулевом магнитном поле, и несколько снижается в магнитном поле порядка 1 Тл в интервале температур 10 – 20 К.

Исследованы сверхпроводящие характеристики тонких пленок  $MgB_2$ , синтезированных магнетронным распылением вышеупомянутых мишеней в аргоне. После отжига пленок в атмосфере аргона при давлении, близком к

атмосферному, в случае



**Рис.1** Зависимость плотности критического тока,  $J_c$ , от внешнего магнитного поля,  $B$ , пленки  $MgB_2$  с случае, когда оно параллельно (кривые 1-6) и перпендикулярно (кривые 5-8) поверхности пленки.

температуры отжига  $T_{отж.} = 680^\circ C$  в течение  $t_{отж.}=1,5$  мин., критическая температура сверхпроводящего перехода пленок составляла  $T_C = 33,7$  К, а разброс высот рельефа составлял около  $\Delta h \sim 260$  нм, что существенно превышает толщину барьеров в случае создания джозефсоновских контактов с диэлектрической прослойкой. При проведении отжига в вакууме при давлении остаточных газов  $10^{-3}$  Па,  $T_{отж.} = 850^\circ C$ ,  $t_{отж.} = 3$  мин.,  $T_C = 31,3$  К, разброс высот уменьшился до  $\Delta h \sim 60-70$  нм. И при проведении отжига при  $T_{отж.} = 850^\circ C$ ,  $t_{отж.} = 3$  мин. с последующей бомбардировкой поверхности пленок ионами аргона с энергией порядка 500 эВ в течение  $t_{бом.} = 30$  мин., температура перехода в сверхпроводящее состояние составляла  $T_C = 31,3$  К, а средняя высота неровностей рельефа была  $\Delta h \sim 6-10$  нм. Таким образом, перепад высот рельефа в последнем случае свидетельствует о пригодности использования пленок, полученных данным методом, для создания переходов Джозефсона с резонансно-перколяционным механизмом транспорта заряда через барьер.

Экспериментальные исследования зависимости плотности критического тока  $J_c$   $MgB_2$  пленки от величины магнитного поля приведены на рис.1.

Исследованы вольт-амперные характеристики полученных переходов Джозефсона.

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСЛОИСТЫХ $M_{N+1}AX_N$ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМ Ti-Al-C(N) В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР

**Прихна Т.А., Остап О.П.<sup>(1)</sup>, Басюк Т.В., Старостина А.В., Лошак М.Г., Дуб С.Н., Филатов Ю.Д. Кабиош Т.<sup>(2)</sup>, Шартье П.<sup>(2)</sup>, Свердун В.Б., Осадчий А. А., Девин Л., Моциль В.Е., Карпец М.В.<sup>(3)</sup>, Ивасишин А.Д.<sup>(1)</sup>, Ковыляев В.В., Александрова Л.И., Козырев А.В., Подгурская В.Я.<sup>(1)</sup>**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [prikhna@mail.ru](mailto:prikhna@mail.ru), [prikhna@iptelecom.net.ua](mailto:prikhna@iptelecom.net.ua)

<sup>(1)</sup>Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины,  
Львов, Украина, [webmaster@ipm.lviv.ua](mailto:webmaster@ipm.lviv.ua)

<sup>(2)</sup>Universite de Poitiers, CNRS/ Laboratoire PHUMAT, UMR 6630 CNRS- Universite de Poitiers  
SP2MI, BP 30179, F-86962 Chasseneuil Futuroscope Cedex, Франция,  
[thierry.cabioch@univ-poitiers.fr](mailto:thierry.cabioch@univ-poitiers.fr), [patrick.chartier@univ-poitiers.fr](mailto:patrick.chartier@univ-poitiers.fr)

<sup>(3)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [karp@ipms.kiev.ua](mailto:karp@ipms.kiev.ua)

Работа посвящена исследованию закономерностей формирования материалов на основе нанослоистых  $M_{n+1}AX_n$  фаз систем Ti-Al-C(N) и их твердых растворов в широком диапазоне изменения давлений (0,5-7,7 ГПа) и температур (950-1960 °С). В результате проведенных исследований получены высокоплотные материалы на основе  $Ti_3AlC_2$  с высоким уровнем механических, демпфирующих свойств, жаростойкие и стойкие к коррозии на воздухе и в водороде, а также порошки  $Ti_3AlC_2$  с высокой полирующей способностью. Для разработанных материалов были найдены новые области эффективного использования – в качестве конструкционных материалов для потребностей водородной энергетики (для топливных ячеек), в качестве демпфирующих подкладок под режущий инструмент и полирующего материала при финишной обработке кристаллов драгоценных и искусственных камней.

Установлено, что увеличение количества азота в твердых растворах  $Ti_2Al(C_{1-x}N_x)$  от  $x = 0$  до  $x = 0,75$  приводит к уменьшению устойчивости материала к окислению при нагревании, а увеличение количества слоев TiC в структуре MAX фаз системы Ti-Al-C приводит к росту стойкости к окислению на воздухе, что связано с увеличением количества сильных ковалентных связей. Показано, что стойкость к окислению материалов на основе  $Ti_3AlC_2$  существенно возрастает с уменьшением их пористости от

22% до 1%. Установлена и дана количественная оценка демпфирующих способностей материалов на основе  $Ti_3AlC_2$ : логарифмический декремент затухания колебаний,  $\delta$ , растет с увеличением времени и давления спекания: при увеличении времени синтеза при 0,1 МПа и 1250 °С от 1 до 3 ч для материалов пористостью 11-13%  $\delta \times 10$  возрастает с  $5,54 \pm 0,87\%$  до  $14,16 \pm 1,37\%$ , а при выдержке 1 ч при 1300-1350 °С повышение давления от 0,1 МПа до 30 МПа приводит к росту  $\delta$  в 4 раза и снижению пористости до 1%.

Синтезированный при  $5 \times 10^{-3}$  МПа и уплотненный по разработанной технологии при 30 МПа, 1350 °С материал на основе MAX фазы  $Ti_3AlC_2$  (89%  $Ti_3AlC_2$ , 6% TiC, 5%  $Al_2O_3$ ) обладает уникальным комплексом свойств: плотность  $4,27 \text{ г/см}^3$  (пористость 1%); микротвердость  $H_{\mu} = 4,6 \text{ ГПа}$  (при 5 Н), твердость  $HV = 630$  (при 50 Н) и  $HRA = 70$  (при 600 Н), модуль Юнга  $140 \pm 29 \text{ ГПа}$ ; прочность при изгибе 500 МПа и сжатии 700 МПа; статическая трещиностойкость  $10,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , логарифмический декремент затухания колебаний  $\delta \times 10 = 24,5 \pm 1,8\%$ , причем прочность материала на изгиб после выдержки в водороде при 600 °С в течение 3 ч уменьшается лишь на 5%, а после 1000 часовой выдержки на воздухе при 600 °С данный материал оказался более стойким к окислению, чем ферритные стали типа Crofer GPU и Crofer JDA.

## СИНТЕЗ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ $MgB_2$ С ДОБАВКАМИ Zr ПОД ДАВЛЕНИЕМ 2 GPa

**Козырев А.В., Прихна Т.А., Басюк Т.В., Мощиль Е.В., Сергиенко Н.В., Гавалек В.<sup>(1)</sup>**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,

ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [kozyrev@list.ru](mailto:kozyrev@list.ru)

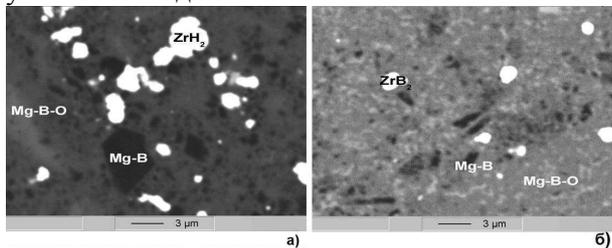
<sup>(1)</sup>Институт фотонных технологий,

Альберт-Энштейн-штрассе 9, Йена, D07745, Германия, [gawalek@ipht-jena.de](mailto:gawalek@ipht-jena.de)

Проведено экспериментальное изучение закономерностей синтеза в условиях высоких давлений и температур материала на основе диборида магния [1] с добавлением циркония (порошкообразного) в количестве до 10 масс. %. Показана возможность значительного повышения плотности критического тока в полученном материале.

Установлено, что при синтезе сверхпроводящего материала из порошков магния, бора и циркония, под давлением 2 ГПа, в течение 1 часа, оптимальной температурой синтеза является 700-800 °С. При таких условиях в материале происходит формирование гидроксида циркония. Материал, синтезированный при таких условиях с добавлением циркония, имеет более высокие сверхпроводящие свойства, чем  $MgB_2$  без добавок. Плотность критического тока в нулевом магнитном поле для такого материала составляла  $10^6$  А/см<sup>2</sup> при температуре 10 К и  $7 \times 10^5$  А/см<sup>2</sup> при 20 К.

Повышение температуры синтеза до 900-950 °С приводит к образованию диборида циркония  $ZrB_2$ . Сверхпроводящие свойства такого материала практически не отличаются от диборида магния, полученного в тех же условиях без добавок.



**Рис 1. Структура диборида магния, синтезированного из магния и бора с добавлением 10% Zr при давлении 2 ГПа в течение 1 часа при температуре 750 °С (а) и 950 °С (б). Стехиометрия включений черного цвета близка к  $MgB_{12}$ .**

Кроме того, установлено, что во всем интервале температур (700-1050 °С) добавление циркония приводит к увеличению количества включений  $MgB_{12}$ , которые являются центрами пиннинга в материале, а также к уменьшению количества гидроксида магния, который, в свою очередь, негативно влияет на уровень сверхпроводящих свойств.

Наблюдаемый механизм формирования наноразмерных включений гидроксида циркония отличался от литературных данных [2], согласно которым добавление циркония приводит к формированию тонких слоев на поверхности зерен диборида магния, что приводит к увеличению числа центров пиннинга. Причиной наблюдаемого отличия, вероятно, является использование высокого давления.

Материал показал высокие значения сверхпроводящих свойств при относительно высоких температурах: например при 30 К плотность критического тока превышала  $10^5$  А/см<sup>2</sup> в магнитных полях до 1 Тл.

Механические свойства материала с добавками циркония не отличались от свойств материала без добавок. Плотность составляла 2,4-2,6 г/см<sup>3</sup>, а микротвердость при нагрузке 4,9 Н – 10-12 ГПа.

1. Prikhna T.A., Gawalek W., Savchuk Ya.M., Surzhenko A.B., Zeisberger M., Moshchil V.E., Dub S.N., Melnikov V.S., Sergienko N.V., Habisreuther T., Litzkendorf D., Abell S. and Nagorny P.A. High pressure synthesis and sintering of  $MgB_2$  // *Applied Superconductivity*. – 2003 – **13**. – p. 3506-3509.

2. Goto D., Machi T., Zhao Y. Improvement of critical current density in  $MgB_2$  by Ti, Zr and Hf doping // *Physica C*. – 2003. – **392**. – p. 272-275.

## МИКРОСТРУКТУРА И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Ti-TiC

**Жевтун И.Г., Гордиенко П.С.**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

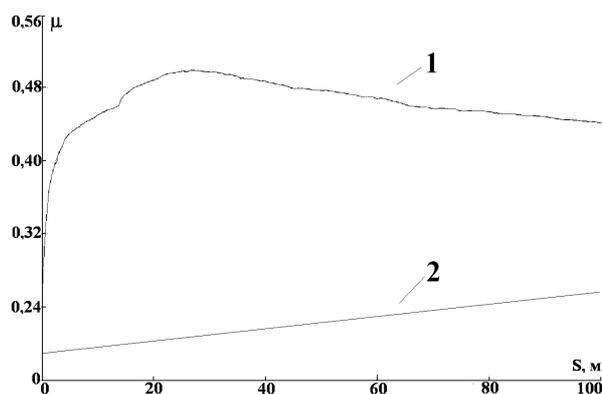
Институт химии ДВО РАН,

просп. 100-летия Владивостока, 159, Владивосток, 690022, Россия, [jevtun\\_ivan@mail.ru](mailto:jevtun_ivan@mail.ru)

В работах [1-2] для повышения антифрикционных свойств титановых сплавов их поверхность обрабатывалась электродуговым способом с использованием графитового анода в водном электролите. При данной обработке в поверхностном слое титанового сплава формируется гетерогенная микроструктура, состоящая из тонкодисперсных включений карбида титана, хаотично расположенных в титановой матрице. Такое распределение твердых включений в пластичной матрице способствует повышению антифрикционных свойств сплава, а также его стойкости к окислению [2].

В данной работе установлено, что при увеличении времени воздействия электродугового разряда с графитовым анодом на поверхность катодно-поляризованного титанового сплава VT1-0 увеличивается общее содержание углерода и карбида титана в локальном объеме сплава. С ростом времени воздействия наблюдается также разделение локального объема на центральные и периферийные зоны, резко отличающиеся по составу, морфологии и размерам зерен TiC. Трибологические испытания проводили на установке Tribometer TRB («CSM industries», Швейцария) по схеме «шар-диск» с вращением контртела по радиусу в плоскости образца. Контртело – шарик диаметром 6 мм из стали Ac100Cr6 (аналог – ШХ15). Параметры испытания: скорость скольжения – 100 мм/с; суммарный путь трения – 100 м; вертикальная нагрузка – 10 Н. Трение сухое, на воздухе.

При трении исходных образцов (рис. 1 (1)) кривая коэффициента трения имеет «классический» вид, характерный для трения титана. Это объясняется налипанием титана на контртело и дальнейшее трение происходит, по сути, в паре титан-титан. Линейное возрастание коэффициента трения на обработанных образцах (рис. 1 (2)) связано с процессом износа стального шарика, который обладает меньшей износостойкостью, чем карбидный слой.



**Рис. 1. Изменение коэффициента трения при трибологических испытаниях исходной поверхности (1) и карбидсодержащего (2) слоя.**

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, по постановлению П218, договор №02.G25.31.0035-225 от 12 февраля 2013г. Между Открытым акционерным обществом "Дальневосточный завод "Звезда" и Министерством образования и науки Российской Федерации.*

### ЛИТЕРАТУРА:

1. Гордиенко П. С., Жевтун И. Г., Достовалов В. А., Курявый В. Г., Баринов Н. Н. Состав и структура углеродсодержащих локальных участков, формируемых на титановых сплавах в электролитах // Вестник машиностроения. 2012, (2), 52 – 55. = P. S. Gordienko, I. G. Zhevtun, V. A. Dostovalov, V. G. Kuryavyi and N. N. Barinov. Composition and Structure of Carbon Rich Local Sections Formed on Titanium Alloys in Electrolytes // Russian Engineering Research, 2012, 32(2), 158–161.
2. Жевтун И. Г., Гордиенко П. С., Кухлевская Т. С., Машталар Д. В. Термическое поведение карбидсодержащих фаз, формируемых на титановых сплавах // Вестник машиностроения. 2013, (3), 23 – 25. = I. G. Zhevtun, P. S. Gordienko, T. S. Kukhlevskaya, and D. V. Mashtalyar. Thermal Behavior of Carbide Zones on Titanium Alloys // Russian Engineering Research, 2013, 33(6), 324–326.

## ИЗУЧЕНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ $ZrB_2$ – $MoSi_2$ -РАСПЛАВ БАЗАЛЬТА РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

**Нешпор И.П., Мосина Т.В., Григорьев О.Н., Панасюк А.Д., Пасичный В.В.**

Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03680, Украина, E-mail: ineshpor@ukr.net

Жаростойкие конструкционные материалы на основе волокон благодаря своим специфическим свойствам используются в качестве составных частей различных целевых конструкций технических материалов. Наибольший интерес представляет базальтовое волокно, получаемое из природных материалов путем их расплава и последующего преобразования в волокно без использования химических добавок. Используемое технологическое оборудование для производства базальтовых волокон имеет высокую стоимость из-за высокой стоимости фильтрных питателей, которые изготавливаются из платино-родиевого сплава. Сейчас ведутся поиски материала-заменителя, который должен иметь низкий краевой угол смачивания расплавом базальта, высокую химическую и температурную стойкость, и невысокую себестоимость. В работе изучена возможность использования материала  $ZrB_2$ – $MoSi_2$ , который имеет высокую температурную и коррозионную стойкость, в качестве заменителя платино-родиевого сплава.

Проведено исследование взаимодействия горячепрессованного материала системы  $ZrB_2$ – $MoSi_2$  с базальтом при температурах 1600 °С, 1700 °С (4 мин.) с помощью оптической печи (УРАН-1), и изучена кинетика смачивания методом "лежащей капли" при температуре 1200 °С в течение 20 мин. Структура и фазовый состав исследовались методами металлографического, рентгенофазового и микрорентгеноспектрального анализов.

Установлено, что краевые углы составляют 35–45 °, что свидетельствует о том, что расплавленный шлак смачивает керамический материал. При повышении температуры смачивания наблюдается уменьшение контактной зоны взаимодействия, при этом состав базальта сохраняется, и

наблюдается отсутствие взаимного проникновения элементов базальта и керамики.

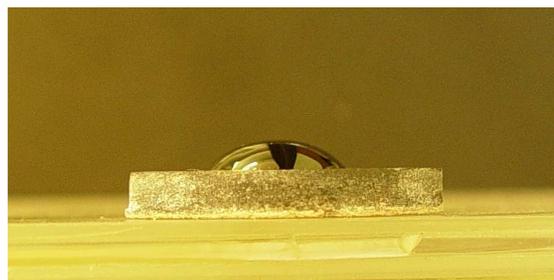


Рис. 1. Смачивание материала системы  $ZrB_2$ – $MoSi_2$  на оптической печи при температуре 1700 °С.

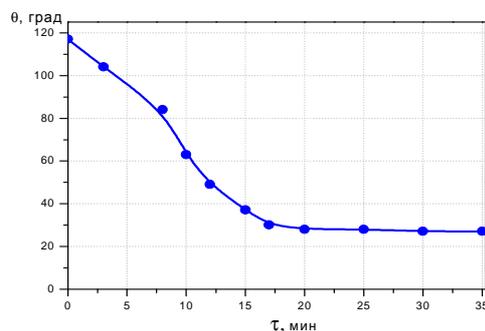


Рис. 2. Кинетика смачивания материала системы  $ZrB_2$ – $MoSi_2$  базальтом методом "лежащей капли" при температуре 1200 °С.

Образующийся силицид железа, который распределяется вдоль границы зоны взаимодействия и в сферических образованиях, улучшает параметры смачивания. Наличие смачивания, отсутствие широкой зоны взаимодействия и образования новых фаз свидетельствует о том, что материал может использоваться для изготовления фильтры для получения базальтового волокна.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ ЦИРКОНИЯ ПОД ВЛИЯНИЕМ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

**Нешпор И.П., Мосина Т.В., Григорьев О.Н., Панасюк А.Д., Пасичный В.В., Фролов Г.А.**  
Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: ineshpor@ukr.net

В области материаловедения за последние годы значительный объем исследований посвящен разработке ультравысокотемпературной керамики на основе боридов циркония. Эти материалы предназначены для работы при температурах выше 1600 °С при различных видах нагрева, в агрессивных средах – высокотемпературных газовых потоках, содержащих абразивные частицы, кислород, водяной пар, расплавы металлов и горных пород. В работе исследовано взаимодействие разработанных нами ранее ультравысокотемпературных керамических материалов [1–3] с потоками концентрированной солнечной энергии.

Были изучены керамические материалы систем – 1 –  $ZrB_2 - SiC$ , 2 –  $ZrB_2 - MoSi_2$ , 3 –  $ZrB_2 - SiC - ZrSi_2$ . Обработку проводили на установке СГУ-2 в режиме: величина солнечной радиации  $Q = 0,0860 \text{ Вт/см}^2$ , тепловой поток  $q = 1,2 \times 10^3 \text{ Вт/см}^2$ , время облучения составляло 60 с. В этих условиях облучения на поверхности развиваются температуры в интервале 2000–2500 °С, что способствует развитию процессов окисления и другим структурным преобразованиям.

Структура и фазовый состав исследовались методами металло-графического, рентгенофазового и микрорентгеноспектрального анализов. После облучения систем  $ZrB_2 - MoSi_2(SiC)$  и  $ZrB_2 - SiC - ZrSi_2$  не образуются кратеры, что свидетельствует о высокой устойчивости керамики к воздействию высоких температур и тепловых потоков. В общем, результаты, полученные методом МРСА, подтверждают данные, полученные РФА. Установлено, что в исследованных системах после обработки концентрированным солнечным облучением оказываются фазы оксида циркония, кварца и силицида циркония,

которые обеспечивают высокую коррозионную стойкость керамики в условиях работы на воздухе под воздействием высоких температур.

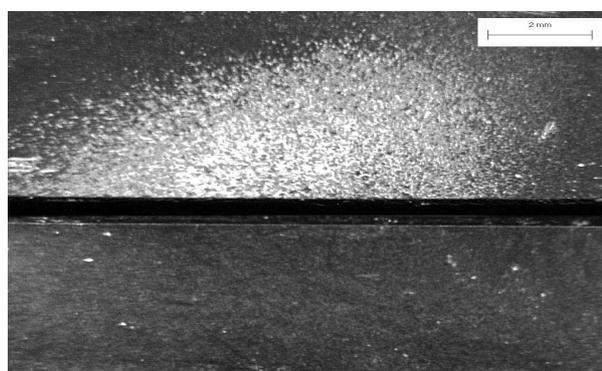


Рис. 1. Поверхность материала системы  $ZrB_2 - MoSi_2$  после облучения (сверху) и поперечное сечение образца вдоль зоны облучения (снизу).

По результатам фрактографических исследований можно сделать вывод, что наибольшую коррозионную стойкость имеет керамика состава  $ZrB_2 - MoSi_2$  на поверхности излома которой не наблюдается образование кратера, изменения структуры и образования вторичных структур. Использование силицидов для формирования в системе кремнийсодержащих высокотемпературных фаз способствует образованию защитных пленок оксида кремния на поверхности материала при окислении.

### Литература

1. O.Grigoriev, V.Galanov, V.Lavrenko Oxidation of  $ZrB_2 - SiC - ZrSi_2$  ceramics in oxygen // J. Europ. Cer. Soc. – 2010. – 30, No. 11. – P. 2397–2405.

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ VCrMnFeCoNi<sub>x</sub>

Карпец М.В., Мысливченко А.Н., Макаренко Е.С., Крапивка Н.А., Цебрий Р.И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03680, Украина, zvyagina-47@yandex.ru

В последнее время исследователями были открыты новые высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) которые содержат минимум 5 элементов с концентрацией каждого от 5 до 35% ат. Исследования показали, что ВЭСы имеют высокую энтропию смешения, сильно искаженную кристаллическую решётку, замедленную диффузию. При правильно подобранном составе ВЭСы могут иметь высокую прочность, пластичность, хорошую стойкость к износу, окислению, коррозии и пр.

Химический состав, безусловно, является важным фактором при разработке ВЭСов, он также влияет на его фазовый состав и свойства. Установлено, что введение Ni в расплав существенно влияет на свойства получаемых ВЭСов, в связи с его высокой концентрацией валентных электронов [1]. Целью данной работы является исследование влияния Ni на фазовый состав и механические свойства литых сплавов системы VCrMnFeCoNi<sub>x</sub>.

Слитки сплавов с разным молярным содержанием Ni<sub>x</sub>, где x = 0; 0,5; 1,0; 1,5; 2,0 (обозначены Ni<sub>0</sub>, Ni<sub>0,5</sub>, Ni<sub>1,0</sub>, Ni<sub>1,5</sub>, Ni<sub>2,0</sub>, соответственно) изготовлены вакуумно-дуговой плавкой на медной водоохлаждаемой подине в атмосфере аргона. Для повышения химической однородности слитки переплавлялись 7 раз. Кристаллическая структура исследовалась на рентгеновском дифрактометре Ultima IV. Микроиндентирование проводилось на установке «Микрон-гамма», алмазной пирамидкой Берковича.

На рис. 1 представлено рентгенограммы литой системы ВЭСов VCrMnFeCoNi<sub>x</sub> с разным содержанием Ni. Фазовый состав данной системы ВЭС существенно меняется с добавлением Ni. При x = 0–0,5 система полностью кристаллизуется с образованием σ фазы со структурой типа FeCr, с периодами элементарных ячеек a = 0,8844 нм, c = 0,4570 нм и a = 0,8853 нм, c = 0,4582 нм, соответственно. Совместное сосуществование σ фазы и ГЦК твердого раствора наблюдается на рентгенограммах образцов с x = 1,0–1,5 (рис.

1). Количество ГЦК твердого раствора в них пропорционально содержанию никеля в сплаве (табл. 1). При x ≥ 2 по данным дифрактометрического эксперимента, в исследуемых сплавах регистрируется однофазный ГЦК твердый раствор.

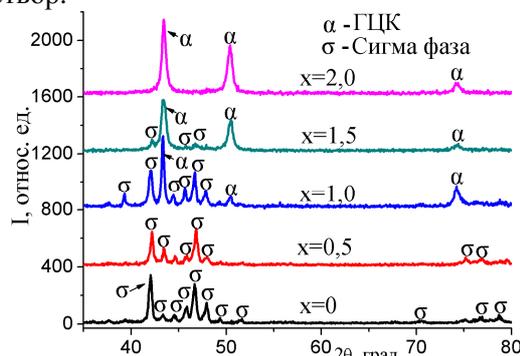


Рис. 1. Рентгенограммы сплавов системы VCrMnFeCoNi<sub>x</sub>

Табл. 1. Фазовый состав и механические свойства ВЭС VCrMnFeCoNi<sub>x</sub>

Сплав	σ, %	ГЦК, %	H, ГПа	E, ГПа
Ni <sub>0</sub>	100	0	12	145
Ni <sub>0,5</sub>	100	0	11	148
Ni <sub>1,0</sub>	68	32	9,1	140
Ni <sub>1,5</sub>	16	84	5,4	134
Ni <sub>2,0</sub>	0	100	3,6	131

В табл. 1 приведены механические свойства сплавов. Микротвердость монотонно уменьшается по мере увеличения содержания Ni. Изменение модуля Юнга не носит монотонный характер, а имеет максимум при x = 0,5.

Таким образом, контролируя содержание Ni в сплавах системы VCrMnFeCoNi<sub>x</sub> можно регулировать прочностные и пластические свойства материала.

### Литература

1. Pi Jinhong Microstructure and properties of AlCrFeCuNi<sub>x</sub> (0,6 ≤ x ≤ 1,4) high-entropy alloys Materials Science and Engineering A 534 (2012) 228–233.

## КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА $\text{AlN-TiN-Cr}_3\text{C}_2$ В РАСТВОРЕ 3% $\text{NaCl}$

**Швец В.А., Талаш В.Н., Мосина Т.В., Руденко Ю.Б.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины  
3, Кржижановского, Киев, 03142, Украина [shtal@ipms.kiev.ua](mailto:shtal@ipms.kiev.ua)

Металлокерамические композиционные материалы как на основе нитридов титана и алюминия, так и карбида хрома, в последнее время широко применяются в агрессивных промышленных и природных средах [1, 2], что и вызвало необходимость изучения коррозионно-электрохимических свойств созданного в ИПМ композита  $75\text{AlN-}20\text{TiN-}5\text{Cr}_3\text{C}_2$  % (мас.), обладающего высокой жаростойкостью [3]. Данный материал изготавливали спеканием композита системы  $\text{AlN-TiN}$  с 5%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . Результаты проведенных ранее коррозионных исследований композита системы  $75\text{AlN-}25\text{TiN}$  (основы исследуемого композита) представлены в [4].

Коррозионные испытания проводили в 3% растворе  $\text{NaCl}$ , имитирующем морскую воду, методом получения потенциодинамических поляризационных кривых на потенциостате ПИ-50-1. Результаты проведенных исследований приведены на рис., где все потенциалы даны по отношению к стандартному насыщенному хлорсеребряному электроду сравнения.

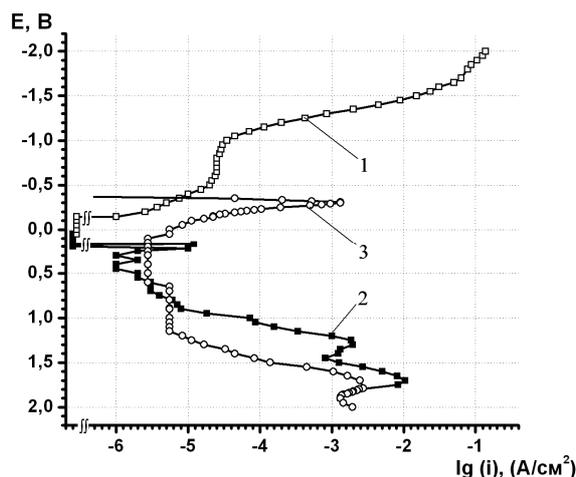


Рис. Катодная (1) и анодные (2, 3) поляризационные кривые композитов  $75\text{AlN-}20\text{TiN-}5\text{Cr}_3\text{C}_2$  (2) и  $75\text{AlN-}25\text{TiN}$  (3) [4] в растворе 3%  $\text{NaCl}$

Показано, что вблизи стационарного потенциала образца  $75\text{AlN-}20\text{TiN-}5\text{Cr}_3\text{C}_2$

скорости анодного и катодного процессов (кривые 1 и 2) практически равны нулю; скорость коррозии контролируется образованием в начальной стадии на поверхности образца пассивирующих слоев как при анодном, так и при катодном процессах.

Учитывая отсутствие электропроводности нитрида алюминия и вероятный переход в раствор электролита ионов хрома, можно предположить, что образованная при анодном процессе на поверхности образца  $75\text{AlN-}20\text{TiN-}5\text{Cr}_3\text{C}_2$  пассивирующая пленка состоит, в основном, из смеси оксидов титана.

Таким образом, установлено, что введение связи  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  в композит системы  $75\text{AlN-}25\text{TiN}$  (кривая 3) при потенциалах  $E > 0,75$  В повышает его коррозионную стойкость в 3% растворе  $\text{NaCl}$  за счет торможения скоростей как анодного, так и катодного процессов.

1. Лавренко В.А., Уманский А.П., Швец В.А., Коновал В.П., Панасюк А.Д., Чупров С.С. Коррозия композиционных материалов на основе карбидов титана и хрома в морской воде // Сверхтвердые материалы. – 2005. – № 4. – С. 41–46.
2. Швец В.А., Лавренко В.А., Талаш В.Н., Френкель О. А. Коррозионные свойства новых композиционных керамических материалов систем  $\text{TiB}_2\text{-TiN}$  и  $\text{TiB}_2\text{-AlN}$  в 3%-ном растворе  $\text{NaCl}$  // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2000. – Спец. вип. № 1. – С. 411–416.
3. Мосина Т.В., Панасюк А.Д., Григорьев О.Н., Нешпор И.П., Каюк В.Г. Структурно-фазовые превращения в керамических композиционных материалах систем  $\text{TiN-AlN}$  и  $\text{TiN-AlN-(Ni-Cr-Al)}$  под воздействием концентрированного солнечного излучения // Новые огнеупоры. – 2008. – № 9. – С. 51–53.
4. Lavrenko V., Shvets V., Mosina T., Talash V. Corrosion of  $\text{AlN-TiN}$  ceramics in 3%  $\text{NaCl}$  solution // Proc. 9<sup>th</sup> Cimtec-World Ceramics Congress "Ceramics: Getting into the 2000's". – Part A, Ed. by P. Vincenzini, Techna Stl, – 1999. – P. 469–473.

## ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeCoNiMnCrMo ПРИ 900 °С

**Рокицкая Е.А., Карпец М.В., Крапивка Н.А., Горбань В.Ф., Фирстов С.А., Самелюк А.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
 ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: 407dep53@ipms.kiev.ua

Окисление высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCrMo в литом состоянии проведено в камерной печи сопротивления с периодическим взвешиванием образцов через 2, 5 и 10 ч при температуре 900 °С. Состав окалины был исследован рентгеноструктурным методом в монохроматическом Cu-K<sub>α</sub>-излучении на дифрактометре Ultima-IV. Обработку полученных данных осуществляли при помощи программы PowderCell 2.4 для полнопрофильного анализа дифракционных картин от смеси поликристаллических фаз. Структура слоя была получена методом сканирующей электронной микроскопии.

В исходном состоянии сплав является двухфазным ГЦК твердым раствором с периодом решетки  $a = 0,364$  нм и  $\sigma$ -фазой с тетрагональной решеткой с параметрами  $a = 0,899$  и  $c = 0,468$  нм.

Изменение удельного веса и скорость окисления приведены в табл.1.

Таблица 1. Удельное изменение массы ( $q$ , мг/см<sup>2</sup>) и скорость окисления сплава ( $V_q$ , мг/см<sup>2</sup>·ч) при температуре 900 °С, 10 ч

Состав	$q_2$	$q_5$	$q_{10}$	$V_{q10}$
FeCoNiMnCrMo	0,94	1,48	1,95	0,19

На поверхности сплава после окисления при 900 °С образуется достаточно плотная окалина без видимых сколов (рис. 1, а), структура поверхностного слоя окалины состоит из различных по размерам кристаллов оксидов (рис. 1, б).

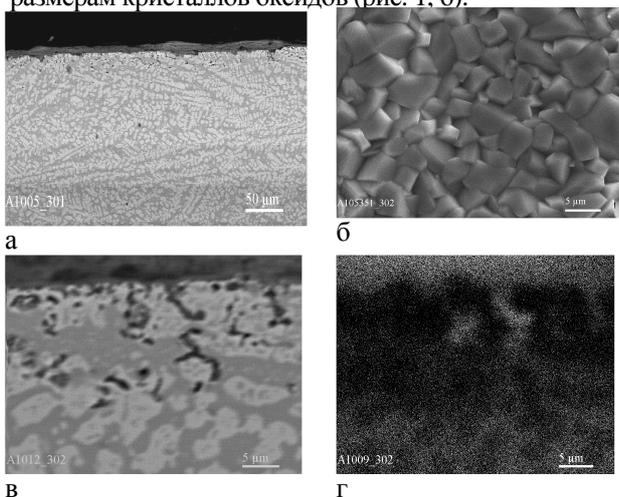
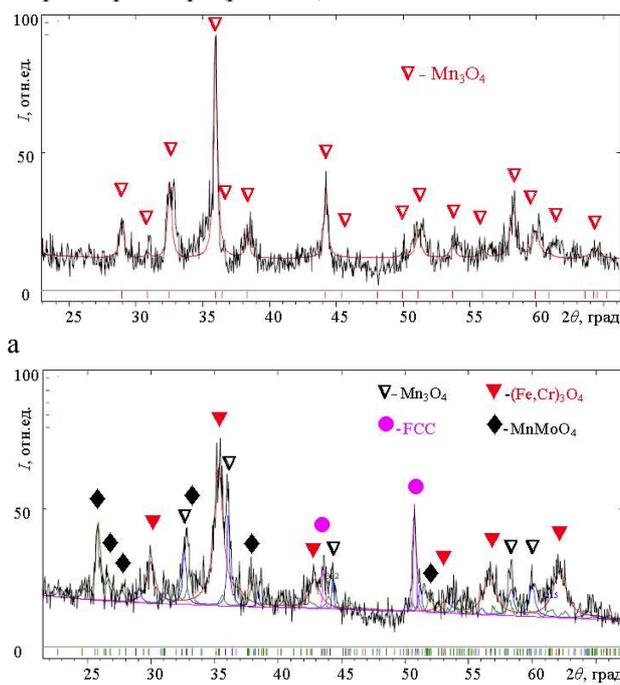


Рис. 1. РЭМ структура окалины на сплаве FeCoNiMnCrMo после окисления при 900 °С, 10 ч

Исходя из анализа двойных и тройных диаграмм состояния  $Me_I-Me_{II}-O$ , в системе при высокотемпературном окислении возможно образование не только простых и шпинелеподобных

оксидов базовых компонентов сплава, но и сложных шпинелей типа  $Me_{(I)}Me_{(II)}O_4$  которые имеют высокие защитные свойства.

Проведенный послойный рентгенофазовый анализ поверхности показал формирование сложной многофазной окалины (рис. 2). При этом на поверхности (в верхнем слое) окалины образуется оксид марганца  $Mn_3O_4$  (рис. 2, а). После снятия 10 микронного слоя наблюдается формирование нескольких оксидных фаз – шпинелеподобных  $Mn_3O_4$  и  $(Fe,Cr)_3O_4$ , а также сложный оксид  $MnMoO_4$ , а поскольку полученный слой в процессе окисления достаточно тонкий (менее 12 мкм), то регистрируется и присутствие базовой фазы – ГЦК твердого раствора (рис. 2, б).



а – поверхность окалины, б – 10 мкм

Рис. 2. Рентгенограммы послойного анализа окалины сплава FeCoNiMnCrMo после окисления при 900 °С, 10 ч

Структура слоя полученная в характеристических лучах Mn (рис. 1, г) четко показывает его неравномерное распределение по сечению слоя, что согласуется с результатами РФА.

Такой фазовый состав и морфологическое строение окалины можно объяснить тем, что в состав сплава входят элементы с разным сродством к кислороду.

## ОБРАЗОВАНИЕ ДИБОРИДА ТАНТАЛА И НИОБИЯ ПРИ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ СМЕСИ ПОРОШКОВ В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ

**Свяк М.П., Тимофеева И.И., Ивченко В.И., Васильковская М.А.,  
Карпец М.В., Удовик О.О., Дубчак С.Ю., Уварова И.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины  
3, Кржижановского, Киев, 03142, Украина, e-mail: [saviak@ipms.kiev.ua](mailto:saviak@ipms.kiev.ua)

Дибориды металлов не относятся к истинным фазам внедрения, однако образование боридов тугоплавких элементов пятой группы имеющих оцк структуру, зависит от соотношения радиуса атома бора к радиусу атома металла. Для заполнения тетрапор должно соблюдаться равенство  $d_x/d_{me} = 0,291$ , где  $d_x$ -диаметр атома бора,  $d_{me}$ -диаметр атома металла [1]. Для тантала и ниобия соотношение диаметра атома бора к диаметру атомов металла  $d_B/d_{Ta,Nb} = 0,29$ , следовательно, в тетрапоры оцк решетки могут внедряться относительно крупные атомы бора. Поэтому можно предположить, что если заполнить тетраэдрические пустоты оцк структуры тантала и ниобия, то образование боридов будет происходить через образование твердых растворов внедрения с последующим их распадом и образованием диборида. Целью данной работы было изучение особенностей образования диборидных фаз при размоле смеси порошков тантала (ниобия) и бора в планетарной мельнице, где достигаются существенные ударные нагрузки и сдвиговые деформации, способствующие заполнению тетраэдрических пустот.

**Методика эксперимента.** Размол проводили в среде аргона в планетарной мельнице АИР-015М, в которой можно достичь ускорения центробежного поля 45g при скорости вращения водила 735 об/мин., и скорости вращения барабанов 1840 об/мин. Соотношение количества стальных шариков и размалываемого порошка составляло 20:1. Рентгенофазовый анализ проводили на установке ДРОНЗ в медном  $K\alpha$  излучении с графитовым монохроматором. Из анализа уширения рентгеновских отражений оценивалась величина областей когерентного рассеяния (ОКР) и микроискажения кристаллической решетки  $\epsilon$ .

**Результаты эксперимента.** Рентгеновские данные показали, что размол в течение 5 мин. смеси порошков тантала и бора приводит к уширению рентгеновских дифракционных линий, что связано с деформацией

кристаллической решетки тантала, приводящей к измельчению ОКР и появлению микроискажений кристаллической решетки. Размол также приводит к увеличению периодов кристаллической решетки тантала, что может указывать на образование твердого раствора внедрения бора в тантале. Период решетки исходного тантала,  $a = 0,3302$  нм, а после 5 мин размола  $a = 0,3315$  нм., при этом размер ОКР = 29 нм, а искажения решетки-  $\epsilon = 0,0046$ .

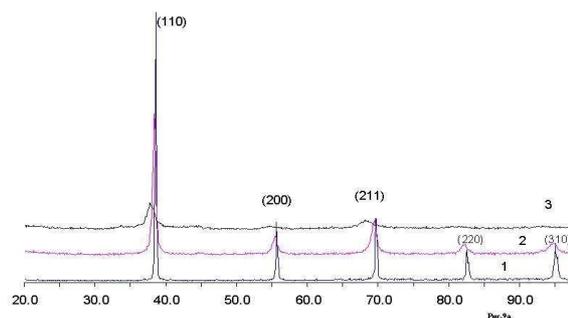


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы смеси порошков Ta+V размолотых в течение: 1–0 мин., 2–5 мин., 3–15 мин.

После 15 минут размола на рентгенограмме появляются линии отражения, соответствующие фазе TaB<sub>2</sub>. После 50 мин размола в результате распада твердого раствора образуется 60% TaB<sub>2</sub>.

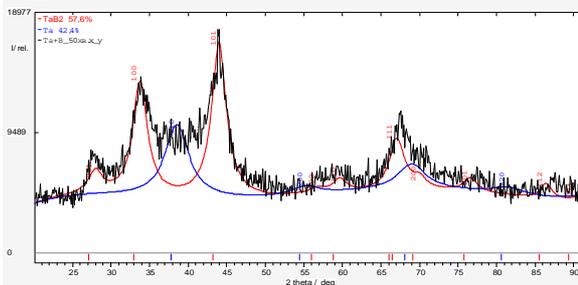


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма Ta+V после 50 мин размола.

1. Р.А.Андриевский, Я.С. Уманский. Фазы внедрения. – «Наука», Москва, 1977, 239 с.

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА В ВАКУУМЕ НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРУ ХРОМОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ НАНОПЛЕНOK, НАНЕСЕННЫХ НА ОКСИДНЫЕ И НЕОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**Найдич Ю.В., Габ И.И., Костюк Б.Д., Стецюк Т.В., Куркова Д.И.**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [naidich@ipms.kiev.ua](mailto:naidich@ipms.kiev.ua)

Для соединения керамики и других неметаллических материалов с металлами посредством пайки неметаллические поверхности часто приходится покрывать различными металлами, в частности, хромом и никелем в виде тонких пленок. Эти два металла в виде покрытий находят широкое применение в таких отраслях как полупроводниковая техника, магнитооптика, сенсорные датчики и магнитные устройства для сохранения информации и др. Адгезия металлической пленки к керамической или другой неметаллической поверхности (сапфир, кварцевое стекло и др.), особенно в процессе ее отжига, который так или иначе происходит при пайке или сварке, играет большую роль при формировании соединений этих материалов. По этой причине важно изучать поведение и свойства, в частности морфологию, металлических нанопленок в процессе их нагрева.

В данной работе исследована кинетика диспергования нанопленок хрома и никеля толщиной 100 нм, нанесенных как на оксидные материалы (алюмооксидная керамика, сапфир, кварцевое стекло) так и неоксидные (нитридокремниевая керамика и стеклоуглерод) и отожженных в вакууме при температурах 1000–1200 °С с выдержкой при каждой температуре от 2-х до 20 мин.

Исходные пленки обоих металлов на всех подложках были сплошными и практически

сохраняли свою сплошность при температурах отжига до 1000 °С. После длительной выдержки (20 мин) при 1000 °С пленки на всех подложках начинают распадаться. Этот процесс интенсифицируется при 1100 °С, а в результате отжига при 1200 °С пленки обоих металлов полностью распадаются на отдельные фрагменты и «капли».

Слово «капли» взято в кавычки, т.к., очевидно. В данном случае речь идет о твердых, но достаточно подвижных кристаллических каплеобразных фрагментах пленок.

Пленки хрома и никеля на нитридокремниевой керамике в результате длительной выдержки при 1100 °С взаимодействуют с материалом подложек, и это взаимодействие значительно усиливается при повышении температуры отжига до 1200 °С. Используя полученные результаты можно рекомендовать применение хромовых и никелевых покрытий на всех исследованных материалах для последующей пайки соответствующими припоями при температурах, не превышающих 1100 °С, учитывая, что при этих температурах еще не происходит полный распад пленок и площадь неметаллической поверхности подложек, покрытая металлом пленок составляет 60–70% исходной площади подложек. Вместе с тем, время пайки изделий при температуре 1100 °С не должно превышать 10 мин.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОКРЕСТНОСТИ СВОБОДНОГО КРАЯ ПЛАЗМЕННОНАПЫЛЕННОГО ПОКРЫТИЯ

**Бесов А.В., Долгов Н.А.<sup>(1)</sup>**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина

<sup>(1)</sup>Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,  
ул. Тимирязевская, 2, Киев, 01014, Украина, E-mail: coating@ipp.kiev.ua

Отслоение покрытий происходит в окрестности его свободного края вследствие сингулярности напряжений [1]. На разрывной машине FM-1000 исследовали на растяжение плоские образцы с плазменнонапыленными покрытиями (рис.1). Для напыления покрытий использовали порошок кобальт-хромового сплава (КХС) [2]. Нанесение покрытий проводили на микроплазменной установке «ПЛАСТ» [3]. Покрытие толщиной 160 мкм напыляли на основу из нержавеющей стали 1Х18Н9 толщиной 1,5 мм. Отслоение покрытия произошло при нагрузке, которая вызывает в основе на участке без покрытия напряжения 752 МПа.



Рис. 1. Плоский образец на растяжение с плазменнонапыленным покрытием (правая часть образца) из порошка КХС

Численный анализ для образца с покрытием выполняли с помощью программного комплекса ANSYS. В окрестности свободного края покрытия сетку конечных элементов делали более мелкой. Минимальный размер сетки составил 0,7 мкм. Характеристики упругости (таблица) определяли при растяжении плоского образца с покрытием (рис. 1) по методике, приведенной в [4].

Таблица. Характеристики упругости основы и покрытия

	Материал	Модуль упругости	Коэффициент Пуассона
Основа	1Х18Н9	199 ГПа	0,28
Покрытие	КХС	70 ГПа	0,3

Графики распределения касательных ( $\tau_{xy}$ ) и нормальных напряжений отрыва ( $\sigma_y$ ) в логарифмических координатах в плоскости адгезионного контакта основы и покрытия на расстоянии  $r$  (0,07...100 мкм) от свободного края покрытия ( $x = 0$ ) приведены на рис. 2.

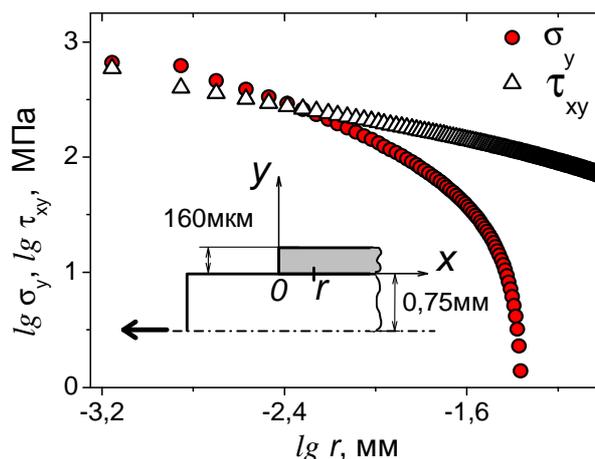


Рис. 2. Распределение напряжений в плоскости адгезионного контакта основы и покрытия ( $y = 0$ ) вблизи свободного края покрытия при отслоении

Таким образом, при исследовании прочности сцепления покрытий необходимо учитывать как нормальные напряжения отрыва ( $\sigma_y$ ) окрестности свободного края покрытия, так и касательные напряжения ( $\tau_{xy}$ ).

### Литература

- Долгов Н.А., Сорока Е.Б. Сингулярность полей напряжений в системе основа-покрытие // Проблемы прочности. – 2004. – № 6. – С. 119–127.
- Бесов А.В., Маслюк В.А., Степанчук А.М. Спосіб виготовлення порошків кобальт-хромових сплавів для нанесення газотермічних покриттів на медичні вироби. Патент № 48648А. – 2002.
- Бесов А.В., Морозов В.В. Можливості застосування плазмової технології в медицині // Металознавство та обробка металів. – 2002. – № 3. – С. 62–66.
- К определению характеристик упругости защитных покрытий / Н.А.Долгов, Б.А.Ляшенко, В.С.Веремчук, Ю.В.Дмитриев // Проблемы прочности. – 1995. – № 7. – С. 48–51.

## СИСТЕМЫ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ КОМПОНЕНТОВ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

**Минакова Р.В., Гречанюк Н.И., Хоменко Е.В.**

Институт проблем материаловедения им.И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского,3. Киев,03142, Украина, E-mail: 29min@ipms.kiev.ua

В материаловедении известны так называемые несмешивающиеся компоненты. Их несмешивание обусловлено большой разницей удельных масс, температур плавления, сильной тенденцией к расслоению в жидком состоянии в широком интервале температур и концентраций, фактически полным отсутствием взаимной растворимости. Эти компоненты образуют множество систем: Fe–Pb, Fe–Ag, Ag–Ni, Ag–W и другие. На основе систем таких компонентов созданы композиционные материалы (КМ) электротехнического назначения: Cu–W, Cu–Mo, Cu–Cr и другие. Существенная разница плотности составляющих исключила использование методов большой металлургии для изготовления изделий. Во избежание ликвационной неоднородности материалов, при производстве изделий из них используют порошковую металлургию и, в частности, метод спекания в присутствии жидкой фазы (и поверхностно-активных добавок: Ni, Co и др.) Однако применение этого метода предупреждает последствия ликвационных процессов в исходных материалах, но не исключает процесса расслоения компонентов при эксплуатации изделий из порошковых композиций под влиянием дугового разряда (рис. 1).

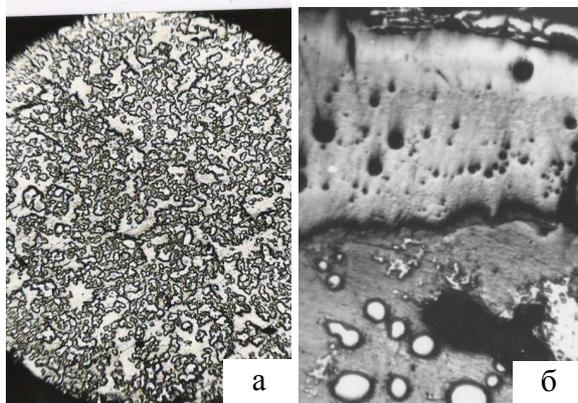


Рис. 1. Исходная структура КМ W–Cu (а) и расслоение составляющих в ней (б)

Авторами [1] разработан метод электронно-лучевого испарения-конденсации при

получении КМ. Этот метод и реализующее его оборудование позволили получить материалы на основе тугоплавких металлов и меди с подавлением процессов расслоения на микронном уровне (рис. 2).

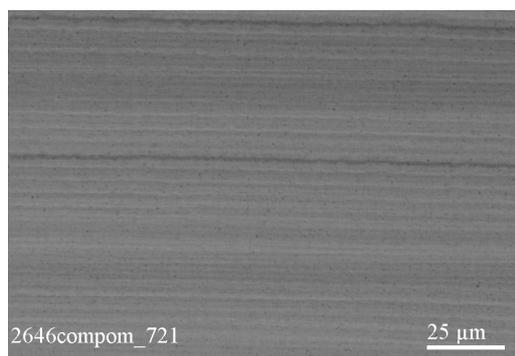


Рис.2. Микрослойный конденсат Cu–Cr

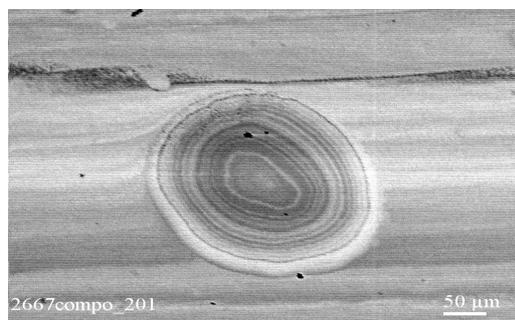


Рис.3. Различные виды расслоения в конденсате

Расслоение в конденсированном композите Cu–Cr, обусловленное примесями и каплями в нём возможно, но оно подавляется технологически при повышении скорости охлаждения подкладки для конденсата, снижении содержания примесей в исходных компонентах и среде и др.

[1] Гречанюк М.І., Осокин В.О., Афанасьев І.Б., Гречанюк І.М. Патент 34875 МП С23С/20 Композиційний матеріал для електричних контактів та спосіб його отримання. – Опубл. 30.12.2012, бюл. № 12.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ ВОЛЬФРАМОВЫХ КАРКАСОВ МЕТАЛЛОПОРИСТЫХ КАТОДОВ

**Гетьман О.И., Крылова Н.А., Паничкина В.В., Скороход В.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: getman@ipms.kiev.ua

Импрегнированный металлопористый катод (МПК) состоит из пористого вольфрамового каркаса (пористость 22–25%), в порах которого находится барийсодержащее эмиссионно-активное вещество.

Эмиссионные свойства МПК обеспечиваются монокристаллическими пленками (Ba–O и Ba) и объемными кристаллитами оксидов BaO–CaO на эмиттирующей поверхности, сформированными при термоактивации. При длительной работе МПК происходит потеря Ba и BaO как за счет испарения, так и разрушающего действия ионной и электронной бомбардировок, однако структура эмиттирующего слоя на поверхности возобновляется путем миграции атомов ЦЗМ и кислорода из объема катода. Для увеличения долговечности МПК нужно обеспечить постоянную скорость доставки активных веществ на поверхность, что зависит от конкурирующих транспортных механизмов – миграционного по стенкам пор и кнудсеновского через поры. Мощность этих потоков определяется параметрами микроstructures каркаса – миграционный поток пропорционален размеру поры, а кнудсеновский – размеру поры в кубе.

Для увеличения долговечности МПК предложено [1] использовать двухслойный катод, внешний слой которого состоит из пористой мелкодисперсной структуры, уменьшающий бесполезный кнудсеновский поток и увеличивающий миграционный. При этом нижний слой, не имеющий непосредственного выхода к поверхности, может быть образован крупнозернистой структурой. Согласно расчетам такой МПК позволит увеличить срок службы катодов на один-два порядка.

В работе проведено сравнение стабильности микроstructures каркасов МПК, изготовленных из порошков со средним размером частиц 1 и 4 мкм (рис.). МПК были испытаны при повышенной температуре 1200 °С (ярк.) в циклическом режиме: 25 мин включено, 5 мин – выключено.

После испытаний МПК в течение 3000 ч в каркасах из высокодисперсных порошков W

средние размеры зерен и пор увеличиваются с 1,6 до 2,6 мкм и с 1 до 2 мкм соответственно, а плотность пор на единицу поверхности уменьшается от  $2,4 \times 10^7$  до  $1,5 \times 10^6$  см<sup>-2</sup>. Средние размеры зерен и пор в каркасах из более крупных порошков W изменяются незначительно.

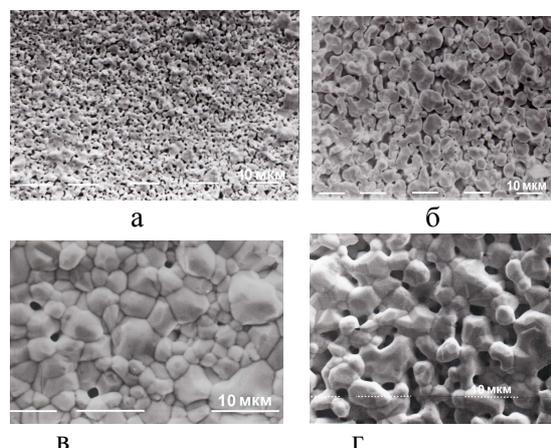


Рис. Микроstructure поверхности МПК:  
(а, б) – исходные; (в, г) – после циклических  
испытаний в течение 3000 ч.

Размер частиц порошка W, мкм: 1 (а, в) и 4 (б, в).

Таким образом, в процессе испытаний скорость структурных изменений в каркасах из высокодисперсных порошков вследствие избытка свободной энергии выше, чем в каркасах из более крупных порошков. Дegradация структуры каркасов приводит к уменьшению скорости доставки бария на эмиттирующую поверхность и к снижению срока службы катодов. Термическая стабильность вольфрамовых каркасов МПК при прочих равных условиях является ключевым фактором с точки зрения увеличения долговечности катодов.

[1] Дюбуа Б. Ч., Култашев О. К., Поливникова О.В. Эмиссионная электроника, нанотехнология, синергетика (к истории идей в катодной технологии) // Электронная техника – 2008. – Сер. 1, СВЧ-техника. – Вып 4(497). – С. 3–20.

## ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕЗИСТИВНЫХ ТОЛСТЫХ ПЛЁНОК НА ОСНОВЕ $\text{Sn}_{0,9}\text{Sb}_{0,1}\text{O}_2$ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Паустовский А.В., Рудь Б.М., Шелудько В.Е., Гончар А.Г.,  
Тельников Е.Я., Смертенко П.С.<sup>(1)</sup>, Захарченко И.В.<sup>(2)</sup>

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [dep65@ipms.kiev.ua](mailto:dep65@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАН Украины  
проспект Науки, 41, Киев-28, 03028, Украина, e-mail: [petrosmerenko@mail.ru](mailto:petrosmerenko@mail.ru)

<sup>(2)</sup>КНУ им. Тараса Шевченко, физический факультет, кафедра оптики  
проспект Академика Глушкова, 2, Киев, 03022, Украина

Резистивные толстые пленки (РТП) на основе  $\text{Sn}_{0,9}\text{Sb}_{0,1}\text{O}_2$  являются перспективным материалом для изготовления высокоомных резисторов, тензодатчиков и газовых сенсоров. Ранее нами было обнаружено повышение тензочувствительности этих пленок после лазерной обработки (ЛО). Поэтому представляет интерес провести более подробное исследование электрофизических свойств этих пленок после ЛО.

РТП на основе системы  $\text{Sn}_{0,9}\text{Sb}_{0,1}\text{O}_2$  и стеклосвязующего (50%) получены методом трафаретной печати паст на подложке из алюмооксидной керамики с последующей термообработкой в конвейерной печи ПЭК-8. Толщина плёнок 35 мкм. Лазерную обработку плёнок проводили на установке ЛТИПЧ-7 в режимах: свободной генерации ( $\lambda = 1,06$  мкм,  $E = 250$  мДж,  $\tau = 220$  мкс) и модулированной добротности резонатора ( $\lambda = 1,06$  мкм,  $E = 160$  мДж,  $\tau = 15$  нс), а также на установке “Квант-15” (длина волны  $\lambda = 1,06$  мкм, длительность импульса  $\tau = 4$  мс, энергия  $E = 0,2-0,6$  Дж, диаметр пятна  $\varnothing_{\text{п}}$  1,5 мм). Измерены вольт-амперные характеристики (ВАХ) и температурные зависимости электросопротивления, которое измеряли с помощью комбинированного цифрового прибора Щ-302.

Известно, что ВАХ образцов РТП на основе твёрдого раствора  $\text{Sn}_{0,9}\text{Sb}_{0,1}\text{O}_2$  представляют собой нелинейные зависимости. Такой вид обусловлен особенностями переноса носителей тока через диэлектрические прослойки.

В отличие от этого, после ЛО 1-5 импульсами нано- и микросекундной длительности эти зависимости практически линейны. Обработка данных ВАХ дифференциальным методом с вычислением

коэффициента  $\alpha(U) = \frac{d(\lg I)}{d(\lg U)} = \frac{UdI}{IdU}$ , позволяет

выявить особенности ВАХ. В частности, из зависимостей  $\alpha = f(U)$  можно установить область значений  $U$ , при которых работа резистора является оптимальной ( $\alpha = 1$ ). После лазерной обработки импульсами нано- и микросекундной длительности значения  $\alpha$  сдвигаются в область, где  $\alpha = 1$  (условия работы идеального резистора). После ЛО импульсами миллисекундного диапазона ВАХ образцов имеют нелинейную зависимость, аналогичную исходным необработанным образцам. Эта нелинейность также подтверждается обработкой данных ВАХ с вычислением параметра  $\alpha$ . Температурные зависимости электросопротивления РТП представляют собой линейные зависимости. При облучении пленок импульсами миллисекундной длительности с повышением энергии температурный коэффициент сопротивления (ТКС) увеличивается по абсолютной величине в 1,58 раза при  $E = 0,2$  Дж и до 2,14 раз при  $E = 0,6$  Дж. При ЛО импульсами нано- и микросекундной длительности ТКС зависит от количества импульсов. Так, однократное воздействие импульсами нано- или микросекундной длительности уменьшает значение ТКС по абсолютной величине в 0,93 и 1,18 раза соответственно. При повышении количества импульсов до 5 происходит увеличение ТКС в 1,18 и 2,04 раза (соответственно для 5 импульсов нано- и микросекундной длительности).

*Работа выполнена при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины, грант Ф54.2/013.*

## АНАЛИЗ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ “ТВЕРДОСТЬ–ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ” КОМПОЗИЦИЙ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ

**Лашнева В.В., Костенко А.Д., Максютя И.И.<sup>(1)</sup>, Квасницкая Ю.Г.<sup>(1)</sup>, Михнян Е.В.<sup>(1)</sup>**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [lashneva@ipms.kiev.ua](mailto:lashneva@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины  
бульв. Вернадского, 34/1, 03680, г. Киев, Украина, [teleportik123@ukr.net](mailto:teleportik123@ukr.net)

На протяжении ряда лет совместно с ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ для разработанных во ФТИМС НАНУ медицинских сплавов на кобальто-хромовой и никель-хромовой основах был проведен комплекс исследований износостойкости этих материалов в паре “металл–хирургический полиэтилен” “Chirulen” в условиях, имитирующих трущиеся поверхности тазобедренного сустава. Было показано, что износостойкость кобальтовых сплавов, разработанных авторами настоящей работы, в биологической модельной жидкости в паре трения “модельный сплав–полиэтилен” при скорости скольжения 0,1 м/сек на порядок превышает износостойкость пар “титановые сплавы–полиэтилен” и сопоставима с износостойкостью оксидноалюминиевой керамики, используемой в костной хирургии.

В настоящем сообщении триботехнические испытания были проведены при торцевом трении цилиндрического образца (высота – 20 мм, диаметр – 10 мм) по кольцевому контртелу. Испытания проводили без смазочного материала при нагрузке 3,12 МПа в течение 10 мин. Скорость скольжения изменяли от 0,18 до 0,76 м/с. Оптическую микроскопию осуществляли на приборе “Jenaphot-2000”», Германия.

Изучение макро- и микроскопических изменений поверхности дорожек трения показали, что они имеют стабильный профиль без задигов, заеданий и выкрашиваний.

При повышении скорости скольжения

и, как следствие, возрастании температуры в точках непосредственного контакта наблюдали размягчение полимера под действием теплоты трения.

Определение степени устойчивости корреляционных зависимостей между трибологическими особенностями и твердостью, а также сопоставление характера изменения массы материалов в парах трения с характером изменения коэффициента трения, позволило отметить общую закономерность: минимальные значения коэффициента трения наблюдаются в парах, где в процессе трения происходит прирост массы образца и, соответственно, уменьшение массы полимерного контртела.

Результаты измерений твердости (ISO 14577) усредняли по 10 измерениям методом дисперсионного анализа для модельных составов на кобальтовой и никелевой основах (таблица).

Полученные результаты показывают, что сплавы на Co–Cr основе могут эффективно использоваться в узлах подвижности при эндопротезировании конечностей, повышая их сроки эксплуатации. Однако сопоставление значений износостойкости и твердости  $H_V$  для всех исследованных групп сплавов показало, что между этими характеристиками нет устойчивой корреляционной зависимости и уровень значений как трибологических характеристик, так и твердости определяется исключительно химическим составом сплавов, т. е требует эмпирического подхода.

Таблица. Составы модельных сплавов

№	Марка сплава	Co	Cr	Mo	W	Ni	C	Al	Cu	Mn	Fe
1	Keradent	53,8-60	25,0-27,0	7,0-9,0	-	7,0-9,5	0,05-0,2	0,25-0,5	0,05-0,25	0,05-0,25	-
2	Keradent Ni-frei	63,8-67,0	25,0-27,0	7,0-9,0	-	-	0,05-0,2	0,25-0,5	0,05-0,25	0,05-0,25	-

## РАСТВОРЯЕМЫЕ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫЕ МОДЕЛИ КАК ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД

**Лашнева В.В., Максюта И.И.<sup>(1)</sup>, Михнян Е.В.<sup>(1)</sup>, Нейма А.В.<sup>(1)</sup>**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [lashneva@ipms.kiev.ua](mailto:lashneva@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины  
бульв. Вернадского, 34/1, 03680, Киев, Украина, [teleportik123@ukr.net](mailto:teleportik123@ukr.net)

Задача повышения качества литых лопаток ГТД, работающих в экстремальных условиях воздействия высоких температур является актуальной проблемой отечественного газотурбостроения.

В качестве альтернативы общепринятых на предприятиях отрасли способов изготовления форм по выплавляемым моделям из традиционных огнеупорных масс (корунд, магнезит) перспективной является возможность применения оболочковых форм с растворимыми моделями из пенополистирола (ППС).

Во ФТИМС НАНУ длительное время ведутся работы по применению как газифицируемых, так и, в настоящее время, растворимых моделей из ППС для форм, изготовленных из разработанной в институте комплексномодифицированной формовочной массы с повышенной термической стойкостью.

Целью настоящей работы является оптимизация технологического процесса растворения моделей на основе ППС различной конфигурации и объемов.

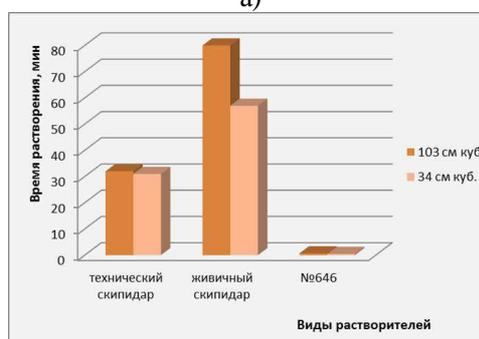
Для решения поставленных задач проведены исследования, включающие как подбор типа растворителя, так и определение параметров кинетики растворения для разных растворителей (объемная скорость  $V_{об}$ , расходный коэффициент  $K_{расх.}$ ) в зависимости от типа ППС с учетом объема модели.

Для проведения экспериментов, были выбраны такие растворители, как живичный скипидар (ГОСТ 1571-82), технический скипидар (ТУ 13-0279856-74-87) и № 646 (ТУ У 24.3-00904996-004-2004). В качестве объектов испытаний использовали образцы двух типов ППС: марки ПСБ-25 (ГОСТ 15588-86) плотностью  $25 \text{ кг/м}^3$  и значительно более прочного экструдированного ППС (Styrodur C) марки 4000 CS плотностью  $35 \text{ кг/м}^3$ , имеющего однородную структуру из герметических ячеек, содержащих воздух. Этот тип ППС, благодаря плотной структуре, обеспечивает большую жесткость и

пониженную шероховатость элементов модели. Результаты некоторых исследований приведены на рисунке.



а)



б)

Рис. Зависимость времени растворения ППС различных типов от видов растворителя: а) блочный ППС,  $\rho = 25 \text{ кг/м}^3$ ; б) экструдированный ППС,  $\rho = 35 \text{ кг/м}^3$ .

Анализ результатов (рисунок) для разных типов ППС и видов растворителя показывает, что для блочного ППС при мелкосерийном производстве возможно использование более экологически приемлемого живичного или технического скипидара, которые характеризуются малой скоростью растворения, но высоким ПДК, однако более экономически выгодным является последний. Для крупносерийного производства, учитывая высокую скорость растворения, более технологичным и экономичным может явиться растворитель № 646 на основе толуола.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ – ПЕРСПЕКТИВНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТАЛЕЙ АЭРОКОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Копань А.Р., Горбачук Н.П., Лакиза С.Н., Тищенко Я.С.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [allakop@ipms.kiev.ua](mailto:allakop@ipms.kiev.ua)

Теплозащитные покрытия используются для понижения температуры металлических поверхностей секций и камеры сгорания современных газотурбинных двигателей, улучшения их надежности и износостойкости.

Высокая термическая и химическая стабильность соединений со структурой пирохлора  $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_7$  наряду с низкой теплопроводностью ( $< 2 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$ ) указывают на целесообразность применения этих материалов в качестве новых теплозащитных покрытий.

Для оценки стабильности и реакционной способности материалов при различных условиях их синтеза, обработки и эксплуатации необходимы данные по термодинамическим свойствам веществ в широком интервале температур. Авторы [1] методом смешения измерили приращение энтальпии  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  в интервале 988–1738 К.

Цель настоящей работы – исследовать термодинамические свойства (теплоемкость и энтальпию)  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  в интервале 55–2120 К.

Гафнат лантана синтезировали методом термического разложения смеси нитратов. По данным РФА образец однофазный. Период кристаллической решетки  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$   $a = 1,0775 \text{ нм}$ , что согласуется с данными литературы. Петрографический анализ подтвердил однофазность материала с показателем преломления  $n = 2,02$ .

Теплоемкость  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  исследовали адиабатическим методом с периодическим введением тепла на низкотемпературной теплофизической образцовой установке. Погрешность измерений  $C_p \sim 0,4\%$  в интервале 55–300 К.

Впервые получены значения теплоемкости, энтропии, энтальпии и приведенной энергии Гиббса  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  при стандартных условиях:

$$\begin{aligned} C_p(298,15 \text{ К}) &= 229,39 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}, \\ S(298,15 \text{ К}) &= 246,92 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}, \\ H(298,15) - H(0 \text{ К}) &= 39402,92 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}, \\ \Phi(298,15 \text{ К}) &= 114,76 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}. \end{aligned}$$

Приращение энтальпии  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  измеряли методом смешения на ВДК НТ-1500 фирмы «Setaram» и высокотемпературной калори-

метрической установке. Ошибка измерений  $H(T) - H(298,15 \text{ К})$  составила 1,5%.

Энтальпия ( $\text{Дж}\cdot\text{моль}^{-1}$ ) гафната лантана в интервале 298,15–2100 К описывается уравнением:

$$H^0(T) - H^0(298,15) = 2,167 \times 10^{-2} T^2 + 252,56 \cdot T + 3208590 \cdot T^{-1} - 87990$$

Полученные значения теплоемкости  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  в сравнении с данными литературы приведены на рисунке. Различие  $C_p$   $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  не превышает 2% и находится в пределах ошибки расчета этой функции из энтальпии (~5%). Выше 500 К наблюдается более быстрый рост теплоемкости гафната лантана по сравнению с  $C_p$   $\text{Gd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  и  $\text{Eu}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ . По-видимому, в  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  тепловая энергия расходуется как на повышение температуры, так и на продолжающийся фазовый переход пирохлор–флюорит (2653 К), в то время как в гафнатах гадолия и европия структурные превращения почти завершены (~1800 К).

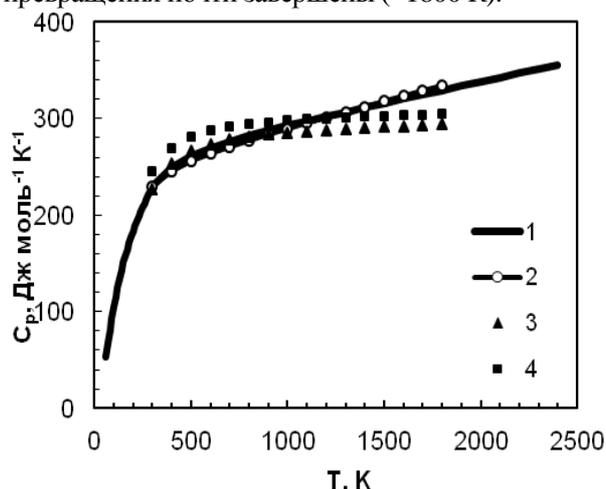


Рис. Теплоемкость: 1– $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  (наши данные); 2– $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  [1]; 3– $\text{Gd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  [1]; 4– $\text{Eu}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  [1].

[1] Babu R., Nagarajan K., Calorimetric measurements on rare earth pyrohafnates  $\text{RE}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  (RE = La, Eu, Gd) // J. Alloys and Compounds – 1998. – Vol. 265. – P. 137–139.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al-Pr, Al-Pr-Ni и Al-Pr-Sn

**Шевченко М.А.,** Судавцова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
 ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [maximshvch@ukr.net](mailto:maximshvch@ukr.net), [sud@imps.kiev.ua](mailto:sud@imps.kiev.ua)

Празеодим входит в группу наиболее доступных лантаноидов, являясь одним из компонентов мишметалла. Эти элементы применяют в производстве пиррофорных сплавов, раскислителей и десульфураторов в черной металлургии, лигатур для модификации сплавов Al и Mg, накопителей водорода (в составе никелевых сплавов). Однако лантаноиды обычно имеют низкую стойкость к атмосферным, тепловым и прочим экстремальным факторам, что затрудняет эксплуатацию сплавов, которые содержат их в большом количестве. Адекватная оценка устойчивости таких сплавов невозможна без точной информации о термодинамике взаимодействия их компонентов. Литературные данные о термодинамических свойствах сплавов празеодима с Al, Ni и Sn недостаточны, а иногда и противоречивы. Поэтому мы исследовали энтальпии смешения расплавов двойной системы Al-Pr в широком концентрационном интервале ( $0 < x_{Pr} < 0,15$  при 1560 К,  $0,46 < x_{Pr} < 0,66$  при 1670 К и  $0,66 < x_{Pr} < 1$  при 1450 К).

В настоящее время принято выводить термодинамическую модель сплавов в широком интервале температур и концентраций, учитывающую все достоверные экспериментальные данные, в том числе диаграмму состояния. Это было сделано нами с использованием собственных программ на основе модели идеальных ассоциированных растворов (ИАР), которая, согласно нашим представлениям, является адекватной для большинства металлических систем с сильным взаимодействием между компонентами. Полученные экспериментально и смоделированные парциальные энтальпии смешения компонентов расплавов системы Al-Pr приведены на рис.1, где показано их согласие с предыдущими литературными данными (в основном оценочными).

После достижения некоторого состава сплава были определены энтальпии смешения третьего компонента: никеля – вдоль сечения  $(Al_{0,47}Pr_{0,53})_{1-x}Ni_x$ ,  $0 < x < 0,23$ ; олова –  $(Al_{0,54}Pr_{0,46})_{1-x}Sn_x$ ,  $0 < x < 0,08$ ;  $(Al_{0,85}Pr_{0,15})_{1-x}Sn_x$ ,  $0 < x < 0,04$ . Обнаружено, что при введении этих

компонентов (за исключением последнего сечения) происходит дальнейшее значительное выделение теплоты. Эти данные позволяют спрогнозировать энтальпии смешения тройных систем Al-Pr-Ni и Al-Pr-Sn по геометрическим или аналитическим моделям (Колера, Редлиха-Кистера и др.), используя литературные данные для других граничных подсистем – Al-Ni, Al-Sn, Ni-Pr, Pr-Sn. Для системы Al-Ni-Pr результаты такого прогноза показаны на рис.2.

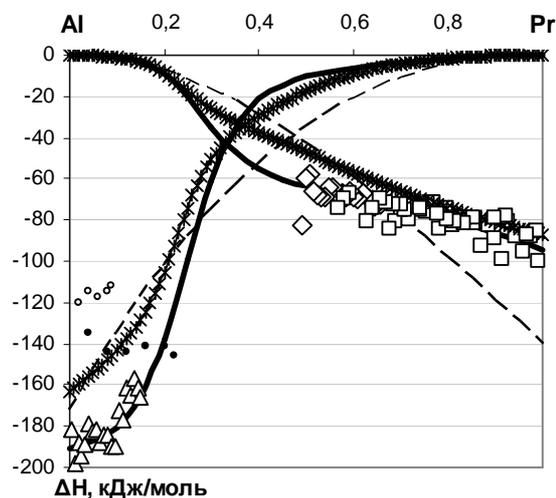


Рис. 1. Парциальные энтальпии смешения компонентов расплавов Al-Pr. Эксперимент:  $\Delta\bar{H}_{Al}$ , 1450 К (□), 1670 К (◇) и  $\Delta\bar{H}_{Pr}$ , 1560 К (△); модель ИАР, 1500 К (—); литературные: [1], 1250 К (○) и 1550 К (●), калориметрия; оценки: [2] (— —); [3], 1500 К, модифицир. квазихимическая модель (★).

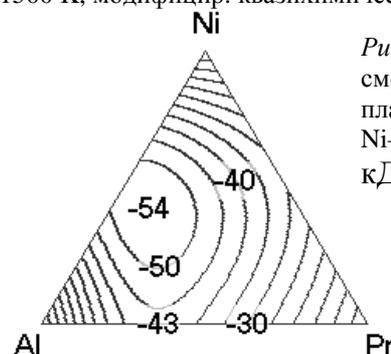


Рис. 2. Энтальпии смешения расплавов системы Al-Ni-Pr ( $\Delta\bar{H}$ ), кДж/моль

1. Звиададзе Г. Н. // Сообщ. АН Грузинской ССР, 81 (1976). – С.149–152.
2. Yin F. // Z. Metallkunde, 92 (2001). – P. 447–450.
3. Jin L. // Calphad, 35 (2011), № 1. – P. 30–41.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CO-PR

**Шевченко М.А., Судавцова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
 ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [maximshevch@ukr.net](mailto:maximshevch@ukr.net), [sud@imps.kiev.ua](mailto:sud@imps.kiev.ua)

Соединения двойных систем лантаноидов с железом и кобальтом находят применение в изготовлении новых постоянных магнитов и материалов для хранения водорода. Знание термодинамических свойств сплавов и диаграмм состояния этих систем незаменимо для усовершенствования различных процессов получения таких материалов и прогноза их устойчивости при эксплуатации.

Система Co-Pr неоднократно вызвала интерес исследователей; среди последних работ – определение термодинамических свойств интерметаллидов методом ЭДС [1] и оценка термодинамических параметров и фазовых равновесий методом Calphad [2]. Однако свойства жидких сплавов до сих пор не изучали.

Энтальпии смешения расплавов системы Co-Pr впервые определены нами методом калориметрии в широком концентрационном интервале ( $0 < x_{Pr} < 0,23$  и  $0,4 < x_{Pr} < 1$ ) при 1500-1820 К (рис. 1). Видно, что тепловые эффекты смешения расплавов – умеренно экзотермические ( $\Delta H_{min} = -12,0$  при  $x_{Pr} = 0,46$ ;  $\overline{\Delta H}_{Pr}^{\infty} = -40,2$ ;  $\overline{\Delta H}_{Co}^{\infty} = -33,8$  кДж/моль). Это качественно согласуется с оценкой [2], результаты которой оказались завышенными в 1,5–2 раза.

Отрицательные отклонения расплавов Co-Pr от поведения идеальных растворов и образование множества интерметаллидов позволили нам предположить образование ассоциатов разноимённых атомов (рис. 2). Используя созданную нами программу, которая позволила успешно описать свойства многих аналогичных по типу взаимодействия систем, мы создали оптимизированную модель сплавов Co-Pr. Расплавы описаны по модели идеальных ассоциированных растворов (ИАР), в предположении двух ассоциатов:  $Co_2Pr$  и  $CoPr$ .

Рассчитанная по этой модели линия ликвидус диаграммы состояния находится в хорошем согласии с литературными данными. Энергии Гиббса образования интерметаллидов достигают в минимуме -14 кДж/моль ( $Co_2Pr$ ), что согласуется с измеренными [1] методом ЭДС.

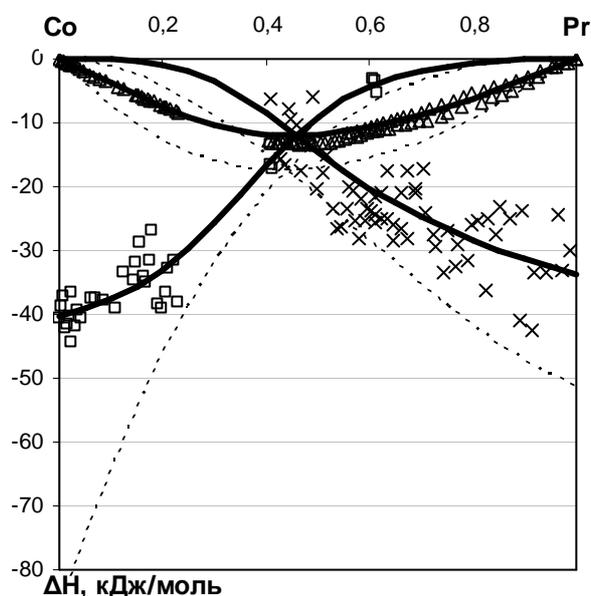


Рис. 1. Парциальные и интегральные энтальпии смешения расплавов системы Co-Pr. Эксперимент, 1500-1820 К:  $\times$   $\Delta H_{Co}$ ,  $\square$   $\Delta H_{Pr}$ ,  $\triangle$   $\Delta H$ ; модель ИАР, 1800 К: —; оценка [2]: - - -.

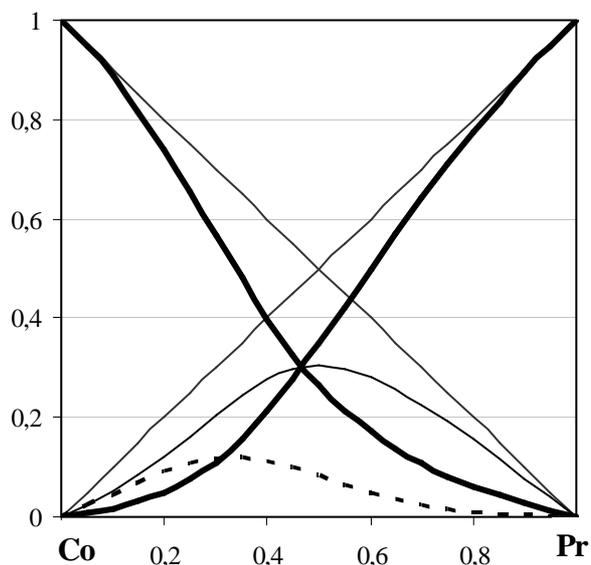


Рис. 2. Активности компонентов (—) и мольные доли ассоциатов (- - -  $Co_2Pr$ , —  $CoPr$ ) в расплавах системы Co-Pr при 1800 К согласно модели ИАР.

1. Bär S. // *Thermochimica Acta* 314 (1998) 131.
2. Du Z. // *J. Alloys Compounds* 284 (1999) 206.

## ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АВИАЦИОННЫХ МАСЕЛ С ДОБАВКАМИ ГРАФЕНОПОДОБНЫХ НАНОЧАСТИЦ ДИСЕЛЕНИДОВ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА

Гринкевич К.Э., Куликов Л.М., Кёниг-Эттель Н.Б.,  
Ткаченко И.В., Шурыгина З.П., Одокиенко И.И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [sem\\_kob@ipms.kiev.ua](mailto:sem_kob@ipms.kiev.ua)

К авиационным смазочным материалам выдвигаются повышенные требования: увеличение нагрузочно-скоростного диапазона, температуры и ресурса эксплуатации. Наши предыдущие результаты изучения трибологических свойств промышленных масел с добавками графеноподобных наночастиц диселенидов молибдена и вольфрама ( $2H-MoSe_2$  и  $2H-WSe_2$ ) указывают на их перспективность относительно возможного улучшения эксплуатационных характеристик и авиационных масел. Нами впервые была изучена эффективность действия указанных добавок к широко применяемым авиационным маслам в большом диапазоне нагрузочно-скоростных режимов, в том числе в условиях динамического нагружения.

Для изучения возможностей улучшения трибологических свойств смазочных материалов на основе авиационных масел были выбраны MC-8п, ИПМ-10 и BP Turbo Oil 2380, применяющихся в газотурбинных двигателях военной и гражданской авиации. Для сравнения также исследовалось в качестве основы индустриальное масло И-20А. В качестве функциональных добавок к ним предложено использование графеноподобных наночастиц  $2H-MoSe_2$  (со средними размерами в кристаллографических направлениях [013] и [110]:  $d_{[013]} = 5,5(3)$  нм,  $d_{[110]} = 26,8(1,7)$  нм) и  $2H-WSe_2$  ( $d_{[013]} = 5,5(3)$  нм,  $d_{[110]} = 26,5(1,7)$  нм).

Графеноподобные наночастицы  $2H-MoSe_2$ ,  $2H-WSe_2$  (“inorganic graphene-like nanostructures”; “2D nanostructures”; “ultrathin nanosheets”; «слоистые, двумерные (2D) наноструктуры») получены наносинтезом по схеме «снизу – вверх» (послойная самосборка нанослоев Se–Mo–Se, Se–W–Se).

Эксперименты проводились на оригинальном трибологическом комплексе (АТК) по двум схемам испытаний. По схеме «плоскость – сфера» на АТК с модулем динамического нагружения при обратно-поступательном скольжении индентора по образцу исследовали

действие графеноподобных наночастиц  $2H-MoSe_2$  и  $2H-WSe_2$  в условиях граничной смазки. При испытаниях по схеме «плоскость – образующая конуса» в зависимости от нагрузки и скорости были реализованы все режимы смазочного действия (граничный, смешанный, гидро- и эластогидродинамический); определялись *in situ* сила (момент) трения, смещение (износ), температура, контактное электро-сопротивление, трибоэлектродвижущая сила (трибоЭДС) образцов.

Предложенные схемы испытаний позволили оценить влияние основы и добавок на трибологические (включая трибофизические) характеристики смазочных материалов для исследованных режимов смазочного действия. Установлено, что добавки графеноподобных наночастиц  $2H-MoSe_2$  и  $2H-WSe_2$  существенно и по-разному влияют на трибологические свойства смазочных материалов на основе авиационных масел. В случае  $2H-MoSe_2$  для всех исследованных авиационных масел износ стабильно уменьшается в 1,2–1,4 раза. Эффективность добавки  $2H-WSe_2$  в авиационных маслах по сравнению с индустриальным маслом И-20А более чем в 2 раза выше.

Полученные результаты испытаний масел с добавками графеноподобных наночастиц диселенидов молибдена и вольфрама свидетельствуют о перспективности их использования для разработки новых авиационных смазочных материалов.

## ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ В ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ

Безимянный Ю.Г.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: bezimyni@i.com.ua

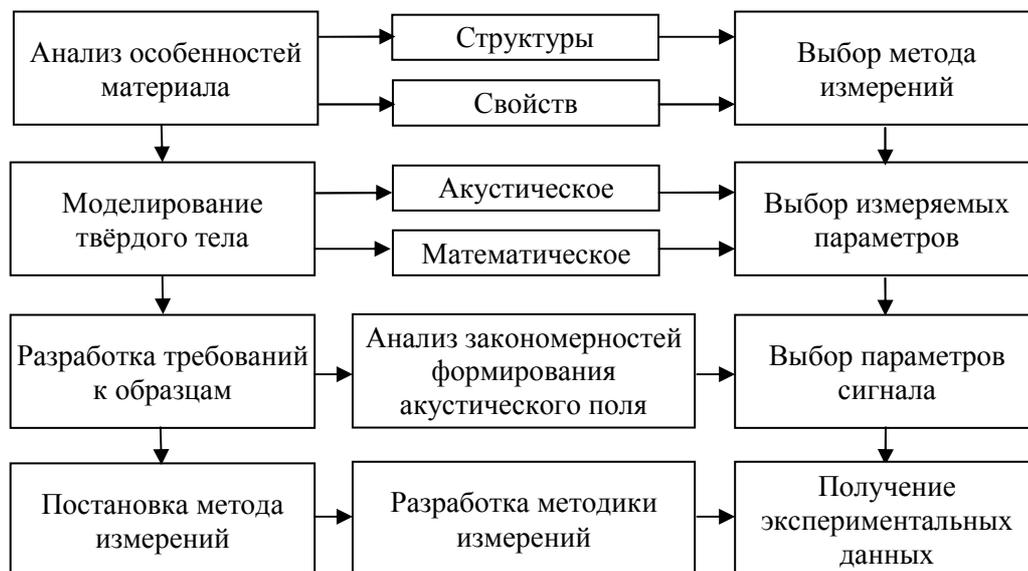
Создание нового материала предполагает знание его истинных свойств. Одними из фундаментальных механических свойств любого материала являются характеристики упругости. Их экспериментально полученные значения, приведенные в справочниках для одного и того же материала даже с относительно простой структурой, могут существенно отличаться, превышая естественный статистический разброс или различия между изотермическими и адиабатическими значениями. Причины отличий, чаще всего, состоят в неправильной постановке и интерпретации результатов измерительного эксперимента при определении характеристик упругости.

Для определения адиабатических характеристик упругости используют динамические неразрушающие методы, основанные на измерениях параметров акустических полей. Эти методы хорошо отработаны и дают удовлетворительную точность при проведении измерений в литых материалах. Для порошковых материалов характерны различные мультифазные многоуровневые структуры и, как следствие, широкий диапазон возможных значений

характеристик упругости. Сложная структура порошкового материала предполагает существенное повышение требований к постановке измерительного эксперимента при определении характеристик упругости, т.к. увеличивается количество факторов, которые необходимо учитывать для получения корректных результатов. Экспериментально получаемые характеристики упругости материала позволяют не только знать их истинные величины, но и уточнять расчётные модели. Высокая точность определения этих характеристик важна для отработки параметров технологического процесса создания материала.

На рисунке приведена схема постановки измерительного эксперимента при определении характеристик упругости, использование которой позволяет адаптировать параметры метода измерений к особенностям структуры и свойств порошкового материала. Она может быть применена и для других мультифазных материалов.

Эта схема была использована при определении характеристик упругости порошковых материалов разного состава.



## ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ЖАРСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

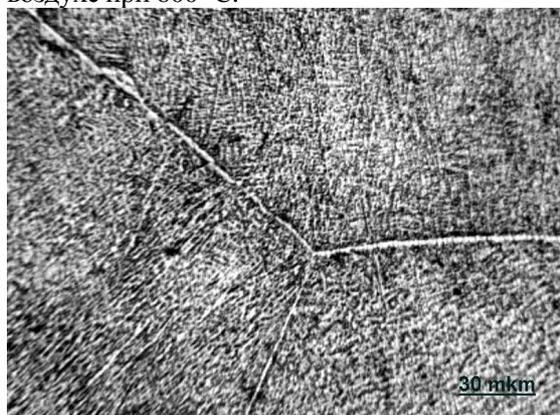
**Бродниковский Н.П., Орышич И.В., Зубець Ю.Е.,**

**Зыкова Е.В., Безверхий И.В., Крапивка Н.А., Фирстов С.А.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: brodnikovsky@ipms.kiev.ua

Известно, что холодная пластическая деформация металлов и сплавов способствует заметному понижению жаростойкости вследствие ускорения диффузионных процессов по образовавшимся дефектам кристаллической решетки. Характер накопления дефектов структуры при высокотемпературной деформации меняется. Настоящая работа посвящена изучению влияния измельчения зеренной структуры при динамической рекристаллизации на жаростойкость сплавов циркония.

Сплавы состава  $Zr-(1-2,5)Nb-(0-1)Cr-(0,5)Fe$  получали методом аргонодуговой плавки с использованием высокочистых шихтовых материалов. Изучалась структура и жаростойкость сплавов после деформации осадкой с различными скоростями при постоянной температуре (от 650 до 950 °С) в вакууме. Жаростойкость определялась по привесу в процессе выдержки 10 часов на воздухе при 600 °С.



а



б



в



г

Рис. 1. Структура сплава  $Zr-1Nb-1Cr$ :

а — литой; б — литой окисленный; в — деформированный; г — деформированный, окисленный.

Динамическая рекристаллизация в ходе деформации со скоростью  $0,003 \text{ с}^{-1}$  при 800 °С приводит к переходу от структуры (рис. 1а) к структуре (рис. 1, в), которая обеспечивает снижение прироста массы при окислении на воздухе (600 °С, 10 ч) с 3,04 до 1,65 мг/см<sup>2</sup>. Толщина оксидной пленки при этом снижается в ~3 раза (рис. 1, б, г). Пленка в обоих случаях плотно прилегала к поверхности и не осыпалась с образцов. Основой оксидной пленки является диоксид  $ZrO_2$ . Уменьшение толщины оксидной пленки свидетельствует, что диффузия затруднена. Это означает, что после динамической рекристаллизации дефектность структуры уменьшилась.

## ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ НА СТРУКТУРУ НЕСПЕЧЕННЫХ ПРЕССОВОК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА Cu-30% объем W

**Епифанцева Т.А., Скороход В.В., Штерн М.Б., Коваль А.Ю., Мартюхин И.Д.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Крижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail dir@ ipms.kiev.ua

Создание технологически прочных пористых изделий сложной формы из композиционного материала гетерогенного состава, содержащего компонент тяжелой тугоплавкой фазы представляет практический интерес для повышения кумулятивного эффекта. Исследование физических параметров материала гетерогенного состава в зависимости от структуры и исходной характеристики компонентов смеси является актуальной и нерешенной проблемой. Цель настоящей работы — изучить особенности структуры неспеченных прессовок из порошкового гетерогенного материала на основе меди и тяжелой фазы вольфрама в зависимости от соотношения размера частиц компонентов в смеси  $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ . Установить влияние величины соотношения размеров частиц матрица–включения на микроструктуру и физико-механические свойства материала неспеченной прессовки. В состав шихт входил порошок распыленной меди фракции 40 мкм и 100 мкм, вольфрама – 10 мкм и 100 мкм. Образцы изготовлены прецезионным двухсторонним прессованием до упора (ГОСТ 29012–91) при усилии прессования 63 ТС на прессе П-483. Максимальная плотность пористых прямоугольных образцов размером  $4,36 \times 6,3 \times 43,6 \text{ мм}^3$  определяли расчетным методом по ГОСТ 18898-89. Методом растровой электронной микроскопии на приборе «Super-probe 733» изучены поверхности излома прессовок гетерогенного состава Cu–30% объем W. Оценку микроструктуры прессовок в зависимости от соотношения  $R(\text{Cu})/R(\text{W})$  проводили на основании характера распределения частиц включений и наличия дефектов в структуре материала. При консолидации порошковой смеси с соотношением размера частиц  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 10$ , частицы вольфрама (10 мкм) в структуре присутствовали как в виде агломератов (п. А рис. 1, а), так и в виде отдельных частиц (рис. 1, а), непосредственно в объеме медной матрицы, и на поверхности,

прилегающей к поре. На фрактограммах прессовок с соотношением  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 10$  хорошо заметны трещины и поры (рис. 1, а). При соотношении  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 1$ , частицы вольфрама размером 100 мкм заполняют межчастичные пространства и таким образом препятствуют формированию металлического контакта между частицами меди, формирующими матрицу прессовки, что в свою очередь приводит к резкому снижению прочности (рис. 1, б), табл. 1. Установлен изотропный характер структуры материала Cu–W независимо от величины соотношения  $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ .

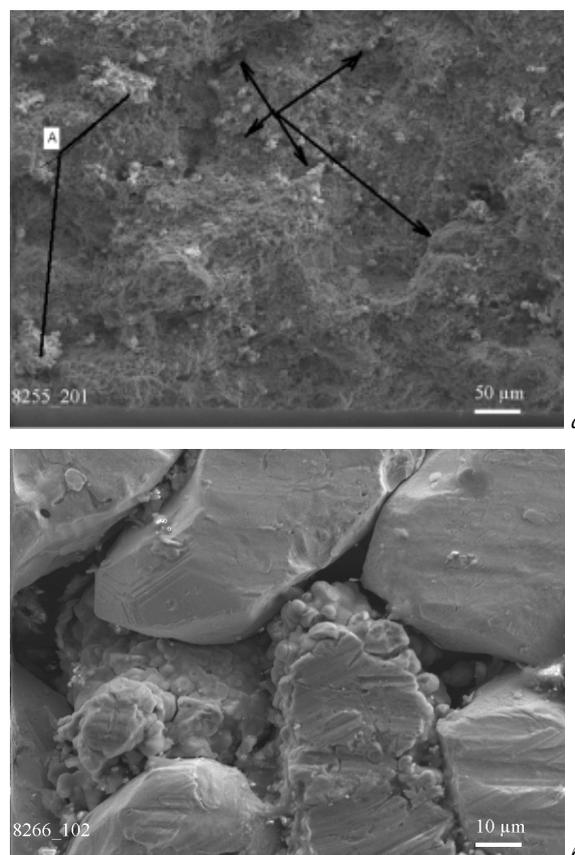


Рис. 1. Микроструктура прессовки, полученная во вторичных электронах: (SEI), а, б –  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 10$  и 1, соответственно

Результаты экспериментальных исследований показали, что при соотношении  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 1$  материал консолидируется слабо, изделия обладают минимальной прочностью. При соотношении размера частиц  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) < 1$ , например 0,4, пористость изделий составляет 4,2%, значения прочности минимальны и образцы легко разрушаются. Установлено, что величина соотношения размеров частиц матричной фазы и включений влияет на формирование в структуре гетерогенного материала различных дефектов (трещин, пор, агломератов частиц вольфрама), что в конечном итоге и определяет физико-механические свойства прессовок.

Установлено, что размер частиц включений вольфрама и величина соотношения  $R(\text{Cu})/R(\text{W})$  определяют структуру и физико-механические свойства прессовок. Присутствие частиц вольфрама любого размера в составе гетерогенной смеси Cu-30% объем W затрудняет консолидацию материала при холодном прессовании. Так, в сравнении с чистой медью, присутствие в смеси частиц W со средним размером 10 мкм приводит к повышению остаточной пористости прессовок в 2,5 и более раз, а при среднем размере частиц

W 100 мкм изделие подвержено разрушению. Однако исследования показали, что при определенных соотношениях размера частиц меди и вольфрама можно достичь оптимальной структуры и физико-механических свойств, которые способны обеспечить эффективность облицовок при кумулятивном действии. Например, прессовки из чистой меди с размером частиц 40 мкм имеют остаточную пористость  $\theta = 4,6\%$ , среднюю прочность при изгибе 45 МПа и модуль упругости 84 ГПа, а материал гетерогенного состава при  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 4$  имеет близкие показатели свойств:  $\theta = 10\%$ , прочность при изгибе 40, 2 МПа и модуль упругости 94 ГПа.

Установлено, что при формировании изделий гетерогенного состава с объемным содержанием тяжелой фазы 30% предпочтение нужно отдавать соотношению размера частиц  $R(\text{Cu})/R(\text{W}) > 1$ . Исходя из проведенных экспериментальных исследований, в работе сформулированы рекомендации по оптимизации состава материала порошковых облицовок на основе пластичной матрицы, которые способны обеспечить высокие показатели действия кумулятивного заряда.

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ ЛИТЫХ СПЛАВОВ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

Романко П.М., Малка А.Н., Воскобойник И.В.,  
Коржова Н.П., Легкая Т.Н.<sup>(1)</sup>, Подрезов Ю.Н.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [korzhova@ipms.kiev.ua](mailto:korzhova@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Академика Вернадского, 36, Киев, 03142, Украина, e-mail: [barabash@imp.kiev.ua](mailto:barabash@imp.kiev.ua)

Проблема жаропрочности литейных сплавов алюминия в последние годы стала актуальной, поскольку эти сплавы заменяют чугун и сталь при изготовлении деталей, работающих при повышенных температурах. Поэтому целью данной работы было провести сравнительный анализ высокотемпературных свойств двух литых дисперсно-упрочненных сплавов алюминия, структура которых отличалась наличием или отсутствием эвтектической составляющей.

Были выплавлены два сплава алюминия, составы которых расположены на квазибинарном ( $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si) сечении тройной диаграммы Al-Mg-Si. Сплав 1 – на границе области существования твердого раствора, сплав 2 – с содержанием ~70 об. % эвтектики (рис. 1 а, б). Твердый раствор  $\alpha$ -Al обоих сплавов после термической обработки был упрочнен дисперсными частицами фазы Al<sub>3</sub>Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>.

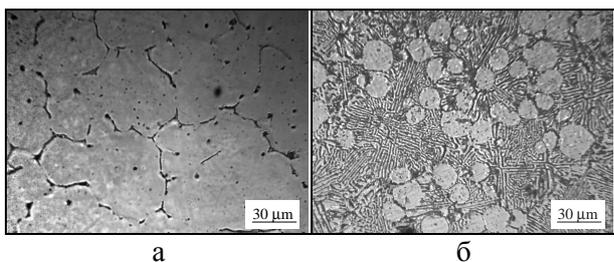


Рис. 1. Микроструктура сплавов: а) сплав 1 (твердый раствор), б) сплав 2 (эвтектика)

Исследования параметров ползучести в диапазоне температур 200–400 °С и в широком диапазоне скоростей деформирования были проведены методом скачка напряжения при скачкообразном изменении скорости деформации, что позволяет за короткое время построить зависимости напряжения течения от скорости деформации при постоянной температуре. Показано, что при заданной температуре испытания зависимости  $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$  для обоих сплавов пересекаются (рис. 2). Пунктирная линия разделяет области скоростей деформации и напряжений, где большее сопротивление ползучести

имеет тот или иной сплав. Причина существования этих двух областей связана с особенностями механизма взаимодействия дефектов, контролирующего процесс ползучести, со структурными элементами в обоих сплавах.

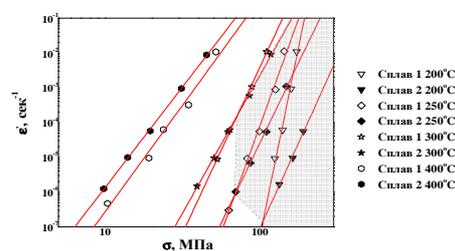


Рис. 2. Зависимость напряжения течения от скорости деформации при разных температурах испытания

При температурах (200–250 °С) в диапазоне скоростей нагружения  $10^{-3}$ – $10^{-7}$  сек<sup>-1</sup> эвтектический сплав имеет значительно более высокое значение напряжения течения по сравнению с однофазным. При температуре 300 °С равенство напряжения течения достигается уже при скорости  $10^{-4}$  сек<sup>-1</sup>. И, наконец, при температуре 400 °С эти напряжения становятся близкими при скорости деформации  $10^{-2}$  сек<sup>-1</sup>.

Известно, что для низких температур и высоких скоростей деформации характерен механизм дислокационной ползучести, а для высоких температур и малых скоростей – диффузионной ползучести. Наличие протяженных границ в эвтектических колониях при дислокационном механизме деформации способствует дополнительному упрочнению, тогда как в области диффузионной ползучести такие границы являются местами с повышенным коэффициентом диффузии и, как следствие, снижают напряжение течения.

Эксперимент позволяет сделать заключение, что эвтектический литейный сплав тройной системы Al-Mg-Si будет лучше работать в условиях ползучести при дислокационном механизме деформации, а при диффузионной ползучести более предпочтителен твердый раствор с дисперсным упрочнением.

## ТЕРМОСТОЙКИЙ УДАРОПРОЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

Григорьев О.Н., Дубовик Т.В., Гребенок Т.П.,  
 Субботин В.И., Рогозинская А.А., Котенко В.А.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
 ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: grebenok\_t@ipms.kiev.ua

Целью работы является создание термостойкого ударопрочного композиционного материала с высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками. Основой материала является нитрид алюминия AlN, который обладает механической прочностью, термо- и коррозионной устойчивостью. Введение в состав материала оксидов алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и кремния - SiO<sub>2</sub> в процессе горячего прессования должно способствовать образованию упрочняющей фазы сиалона в системе AlN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>, которая, как и вводимая добавка карбида кремния SiC, может повысить механическую прочность и твердость горячепрессованного композиционного материала. Добавка порошка кремния должна активировать процесс горячего прессования и снижать его температуру.

Перечисленные порошки смешивали в соответствующих соотношениях и одновременно размалывали в планетарной мельнице в среде ацетона (в течение 4 ч), сушили в сушильном шкафу, просеивали через сито (средний размер частиц не превышал 1–5 мкм). Образцы получали горячим прессованием в графитовой пресс-форме при температуре 1800–1900 °С, давлении 25–30 МПа, времени изотермической выдержки 20–25 мин до полной усадки. Пористость горячепрессованных образцов составляла 3–7%.

На образцах размером 36 × 4 × 3 определяли фазовый состав, плотность, механическую

прочность, твердость, трещиностойкость и термостойкость. Данные приведены в таблице.

Прочность при изгибе и сжатии измеряли на «Универсальной машине для механических испытаний». Прочность при растяжении, твердость по Виккерсу и трещиностойкость исследовали методом индентирования при определенных нагрузках на индентор. Термостойкость устанавливали по количеству теплосмен в интервале температур 1200–20 °С на воздухе до появления первой трещины на одном из пяти образцов. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием. По данным рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-3, Cu-k<sub>α</sub>-излучение) в горячепрессованном материале присутствуют в небольших количествах новообразованные упрочняющие фазы ε- и η-сиалонов.

Данные, приведенные в таблице, свидетельствуют о достаточно высоких значениях механических свойств, твердости, трещиностойкости и термостойкости. Приведенные свойства позволяют рекомендовать полученный материал для деталей и узлов машиностроительной и металлургической промышленности, а также рабочих слоев материалов со слоистой структурой, где в качестве промежуточных слоев (подслоя) используется нитрид бора BN. Сочетание твердого и механически прочного разработанного материала с мягким и термостойким нитридом бора обеспечивает стойкость многослойного композита к ударным нагрузкам.

Таблица

Свойства термостойкого ударопрочного композиционного материала на основе нитрида алюминия

Состав материала, % (мас.)	Мех. прочность, МПа		Прочность при растяжении, ГПа	Трещино- стойкость K <sub>1C</sub> , МПа·м <sup>1/2</sup> , нагрузка 50Н	Твердость по Виккерсу, ГПа, нагрузка 40Н	Термостойкость , теплосмены, 1200-20°С, воздух
	при изгибе	при сжатии				
(60-70)AlN-(9-11)Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -(9-11) SiO <sub>2</sub> -(9-13)SiC-(3-5)Si	230–232	449–451	7,33–7,49	4,18–4,24	16,40–16,99	85–90

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Валеева И.К.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина; e-mail valeeva@ipms.kiev.ua

Для прогнозирования и моделирования поведения материалов в процессе эксплуатации, особенно в экстремальных условиях, и оценки их функциональности требуется определение их механических свойств. Одним из методов исследования механических свойств материалов, в том числе конструкционных композитов с керамическими матрицами и твердых сплавов, является метод индентирования. Это позволяет определять твердость и модуль упругости [1–3]. С помощью индентирования могут быть получены зависимости напряжения от деформации даже в тех случаях, когда макроэксперименты на растяжение или сжатие сложно или невозможно выполнить.

С помощью конечно–элементного моделирования, которое позволяет успешно решать прямые задачи моделирования процессов индентирования образцов с разными линейными и нелинейными свойствами материалов, можно получать поле напряжений и перемещений, определять контактное давление, площадь контакта, при взаимодействии индентора и исследуемого образца, в том числе и при развитом пластическом течении под индентором.

Эта работа посвящена развитию методов определения свойств конструкционных материалов с помощью их индентирования сферой. На основе моделирования процессов индентирования, которое проводится в широком диапазоне изменения таких свойств материалов, как приведенный модуль упругости контактной пары, предел текучести материала образцов, показатель степенного закона упрочнения материала, строятся зависимости безразмерных контактных характеристик от безразмерного

сближения, зависимости безразмерного среднего контактного давления от средней в области контакта деформации образца [4, 5] в направлении силы, прижимающей индентор. В работе получены аппроксимации для этих зависимостей, аналогично тому, как это сделано в [6] для упругих–идеально пластических материалов.

Этот подход распространен на материалы, которые по разному сопротивляются растяжению и сжатию, в частности на малопластичные материалы с гетерогенной структурой.

1. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
2. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of Hardness and Elastic Modulus by Instrumented Indentation: Advances in Understanding and Refinements to Methodology // J. Mater. Res. – 2004. – 19, No. 1. – С. 3–20.
3. Doener M. F., Nix W. D. A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments // J. Mater. Res. – 1986. – 1. – P. 601–609.
4. Milman Y.V., Galanov B.A., Chugunova S.I. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement // Acta Metall. Mater. – 1993. – V.41, No. 9. – P. 2523–2532.
5. Галанов Б.А., Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Исследование механических свойств высокотвердых материалов методом индентирования // Сверхтвердые материалы. – 1999. – № 3. – С. 25–35.
6. Kogut L., Etsion I., Elastic-Plastic Contact Analysis of a Sphere and a Rigid Flat // J. Appl. Mech. – 2002. – V. 69. – P. 657–662.

## ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-ТИТАН С ДОБАВКОЙ КАРБИДА БОРА

Деревянко А.В., Гончарук Д.А., Райченко А.И.,  
Баглюк Г.А., Истомина Т.И., Пятачук С.Г.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: ale@ukr-inter.net

Направленное изучение действия электрического тока и его продолжительности на формирование свойств изделий из порошковых материалов является вопросом не новым. Всегда есть случаи, когда процесс электроспекания целесообразно проводить с использованием выпрямленного переменного тока. Речь идет о порошковых составах, которые имеют в своем составе плохо проводящие на начальной стадии консолидации компоненты.

Для получения образцов изделий на основе железо-титан была разработана и изготовлена пресс-форма из графита марки МПГ-6. Она обеспечивает получение цилиндрической формы изделий диаметром 10 мм при механическом нагружении 300 кг в соответствии с рекомендациями, изложенными в [1].

Был выбран порошковый состав на основе железо-титан с добавками карбида бора ( $75\%Fe-20\%Ti-5\%B_4C$  предварительно обработанный в установке для электроразрядного диспергирования). Порошковый состав использовался в в форме поставки без всякой подготовки.

Анализ проведенных исследований показал, что увеличение выдержки электрообработки приводит к изменению вида поверхности материала. Изменение происходит в сторону большей структурированности. Это можно объяснить так – при более длительном времени выдержки, происходит дальнейшее последовательное изменение структуры материала. Такое изменение сказывается на свойствах материала. Есть оптимальные электро-термо-временные пределы воздействия, вне которых свойства материала становятся хуже (таблица).

Таблица. Режимы обработки и твердость.

Ток, А	Время, мин:с (выдержка, с).	Температура, °С	Твердость, HRB, верх/низ
723	03:28 (30)	740	63/65
743	05:33 (120)	650	118/115
766	06:20 (180)	670	75/90

Морфометрические исследования показали, что вид поверхности материала четко соответствует процентному содержанию, где мелкоструктурной компоненты, которая опоясывает некоторую пространственную область, содержится ~25-30%. Это соответствует исходному составу.

Опираясь на проведенные экспериментальные исследования можно высказать некоторые заключения:

- при консолидации порошковых тел (смесей) различной дисперсности под действием электрического тока практически возможно получать цельные твердые тела с механо-физическими свойствами, достаточными для их использования в промышленности;

- всегда необходимо учитывать особенности природы сыпучего материала: процентное отношение компонентов, тепло-физические свойства компонентов, возможные эффекты химических взаимодействий в комплексной системе;

1. Деревянко А.В., Истомина Т.И., Райченко А.И. "Процессы, которые инициируются действием электрического тока". - (Обзор). - Вісник Українського матеріалознавчого товариства. – Київ. - № 1 (6), вересень, 2013, С. 96-103.

## ВЛИЯНИЕ La, Ce, Pr НА ЭНЕРГЕТИКУ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Ni

**Романова Л.А., Кудин В.Г.<sup>(1)</sup>, Суботенко П.Н., Шевченко М.А., Судавцова В.С.**

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, sud@ipms.kiev.ua

<sup>(1)</sup>Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко  
ул. Владимирская 60, Киев, 01601, Украина

Сплавы Al–Ni используют как конструкционные материалы и катализаторы. Они характеризуются высокой электро- и теплопроводностью, износостойкостью, легкостью и способностью сохранять физические и механические свойства при нагревании. Изучение термодинамических свойств сплавов Al–Ni–металл имеет большое значение для выяснения факторов, влияющих на аморфизацию. Кроме того, такие системы интенсивно изучаются в последнее время в связи с выявлением в них нового типа фаз – квазикристаллов. Поэтому для разработки методов получения новых материалов на основе сплавов Al–Ni–R (R – редкоземельные металлы) необходимо исследование термодинамических свойств тройных сплавов систем Al–Ni–R при высоких температурах.

Учитывая сложность и трудоемкость исследования жидких сплавов с высокой температурой плавления, целесообразно использовать расчетные методы с дальнейшей экспериментальной проверкой.

В настоящее время термодинамические свойства двойных граничных подсистем сплавов систем Al–Ni–R изучены хорошо. На первом этапе были рассчитаны термодинамические свойства расплавов тройных систем из аналогичных данных для двойных граничных подсистем по нескольким известным методикам (Редлиха–Кистера, Бонье–Кабо, Тупа и др.).

Исходные данные были критически проанализированы, и из них выведены наиболее достоверные. Затем для каждой системы выбрано 1-2 характерных сечения, по которым провели исследования энтальпий смешения расплавов методом калориметрии при 1600–1800 К.

Сопоставление экспериментальных и расчетных данных показало, что для изученных нами сплавов систем Al–Ni–R наиболее подходящим является метод Редлиха–Кистера. Некоторые из полученных нами данных приведены на рисунке.

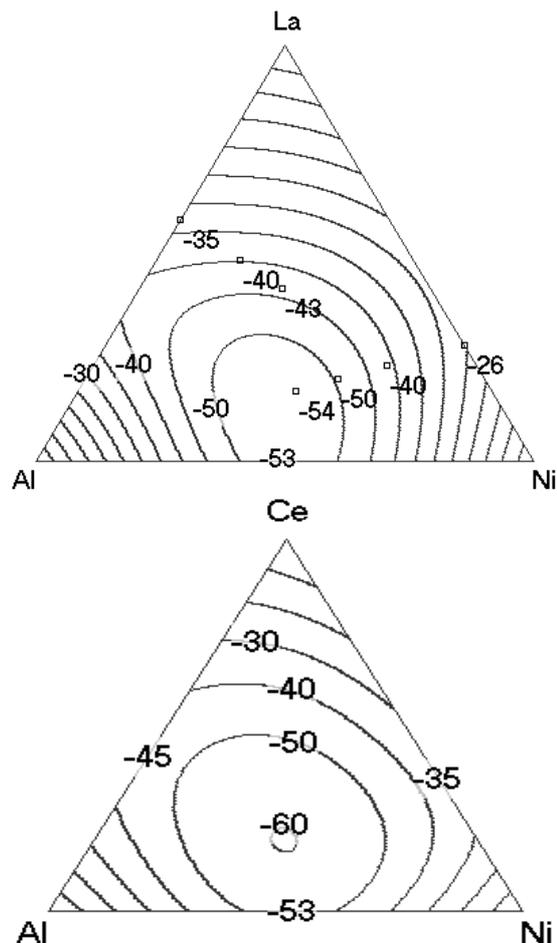


Рисунок. Энтальпии смешения расплавов тройных систем Al–Ni–La(Ce) (— расчет, ° эксперимент).

Ясно, что сплавы тройных систем Al–Ni–La(Ce) образуются с выделением теплоты, которое особенно велико вблизи соединения NiAl, плавящегося конгруэнтно при 1923К. Сплавы тройных систем Al–Ni–R вблизи составов, обогащенных Al и Ni, являются тугоплавкими и могут использоваться при высоких температурах. Наиболее сильное взаимодействие между компонентами характерно для системы Al–Ni–Ce, это обусловлено влиянием двойной системы Al–Ce.

**СЕКЦИЯ Е. ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ  
ПОКРЫТИЯ ДЕТАЛЕЙ  
АЭРОКОСМИЧЕСКОГО  
НАЗНАЧЕНИЯ.**



## ИССЛЕДОВАНИЕ АБЛЯЦИИ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Чупрасов В.В., Третьяк М.С., Станкевич Ю.А., Клишин А.Ф.<sup>(1)</sup>

Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси

ул. П. Бровки, 15, Минск, 220072, Беларусь, [lof@hmti.ac.by](mailto:lof@hmti.ac.by)

<sup>(1)</sup>НПО им. С.А. Лавочкина

ул. Ленинградская, 24, Химки, 141400, Россия

В процессе создания современной ракетной и космической техники повышаются требования к безопасности полетов и соответственно к обеспечению летательных аппаратов надежной тепловой защитой. Условия работы теплозащитных материалов (ТЗМ) чрезвычайно сложны и разнообразны, и работоспособность их определяется не только свойствами самих композиций и продуктами их разложения, но также составом и аэродинамическими параметрами набегающего высокотемпературного потока. Это, в свою очередь, связано с созданием новых ТЗМ, исследованием их теплозащитных и теплофизических свойств в условиях, близких к натурным.

Моделирование температурного и газодинамического воздействия на ТЗМ в лабораторных условиях можно обеспечить при проведении исследований на газодинамических электродуговых стендах. При этом воздействие внешнего потока на поверхность ТЗМ вызывает напряжения трения и сдвига, обусловленные градиентом давления на обтекаемой поверхности

$$\sigma_{\tau} = \tau_w + \int_0^{\delta} \frac{dP_g}{dx} dy,$$

где  $P_g = P_e + P(y)$  – давление пиролизных газов в обугленном слое. При скорости уноса  $\sim 1$  мм/с толщина обугленного слоя  $\delta \sim 1$  мм и меньше и в первом приближении  $P_g \approx P_e$ , однако в экспериментах наблюдались случаи, когда происходило вспучивание в виде пузыря и лопание прогретого слоя, что можно объяснить действием пиролизных газов.

Если величина напряжения сдвига превышает некоторое критическое значение, то будет иметь место механический унос материала покрытия и снижение эффективной энтальпии разрушения материала.

В Институте тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси моделирование обтекания покрытий плазменным потоком при значительном градиенте давления на поверхности

проводилось на экспериментальном стенде, представленном на рис. 1.

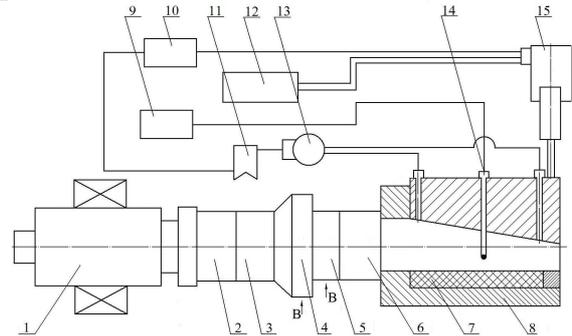


Рис. 1. Принципиальная схема экспериментального стенда. 1 – плазмодуговая горелка; 2,3 – охлаждающий насадок; 4,5 – насадка для подачи воздуха; 6 – стабилизирующий насадок; 7 – образец; 8 – щелевой насадок; 9 – милливольметр; 10 – блок управления; 11 – регистрирующий прибор; 12 – источник питания; 13 – датчик перепада давления; 14 – термопара; 15 – электродвигатель

Исследование абляции ТЗМ при различных касательных напряжениях проводилось на образцах в виде цилиндров при  $\sigma_{\tau}$  до  $2000 \text{ Н/м}^2$ , в виде пластин, расположенных в прямоугольном канале, при  $\sigma_{\tau} \lesssim 200 \text{ Н/м}^2$  (рис. 2, а), а также в виде конусов (рис. 2, б), расположенных в коническом насадке.

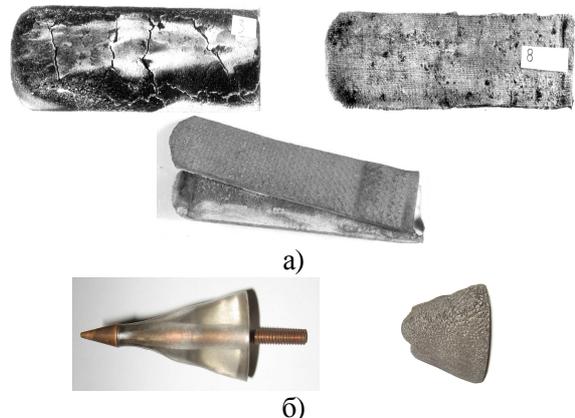


Рис. 2. Образцы ТЗМ в виде пластин (а) и конусов (б) после испытаний

Экспериментальный стенд позволяет испытывать ТЗМ при высоких газодинамических нагрузках.

## МЕТОДЫ АТТЕСТАЦИИ ТЕПЛОВОЙ ЗАЩИТЫ ГИПЕРЗВУКОВЫХ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ

**Удовик О.А., Фролов Г.А.**

Институт проблем материаловедения им. И.М.Францевича НАН Украины,  
ул. Крыжановского 3, Киев, 03142, Украина E-mail: [oleg.udovyk@ukr.net](mailto:oleg.udovyk@ukr.net)

Для гиперзвуковых летательных аппаратов (рис. 1) система тепловой защиты (СТЗ) имеет большое значение. Аттестация СТЗ, а также минимизация веса и стоимости СТЗ — важные инженерно технические задачи.

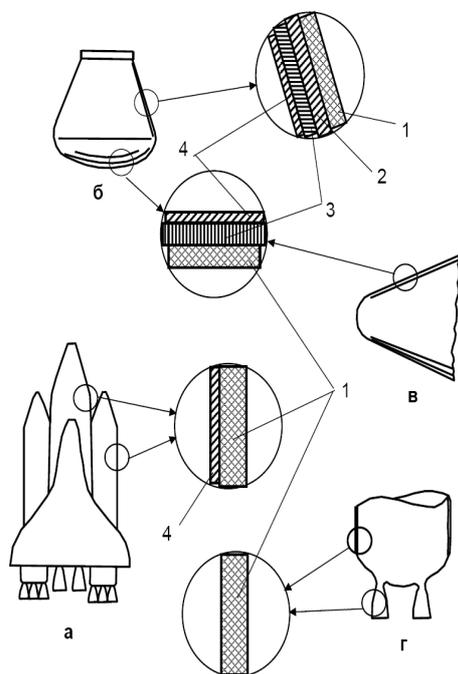


Рис. 1. Типичный вид СТЗ: а – ракета-носитель; б – спускаемый аппарат; в – головная часть; г – двигательная установка; 1 – композиционный теплозащитный материал; 2 – теплоизоляционный материал; 3 – сотовая конструкция; 4 – силовая оболочка.

В последние годы, стремительно растет количество материалов, потенциально

пригодных к использованию в СТЗ. Критический обзор методов выбора подходящих материалов по различным критериям - первая цель настоящей презентации.

Показано, что традиционные подходы на основе соотношений затраты - качество не могут гарантировать решение задачи отбора.

Важную роль в отборе материалов и компонентов играют методы тестирования. Вторая цель этой презентации — рассмотрение международных стандартов [1] на методы тестирования материалов для СТЗ.

В презентации также представлены результаты сравнения некоторых стандартных методов отбора и тестирования материалов для СТЗ, используемых в различных странах.

Обсуждаются возможности адаптации международных стандартов [1] для нашей практики [2] и реализации в Украине программы взаимной верификации результатов отбора и тестирования материалов для СТЗ.

Адаптация различных международных стандартов аттестации в нашей практике дает возможность участвовать в программах, предусматривающих испытания теплозащитных материалов, и проводить их на стендах и установках ИПМ НАН Украины.

1. [www.astm.org](http://www.astm.org)

2. Полежаев Ю.В., Фролов Г.А. Тепловое разрушение материалов, под ред. В.В.Скорохода, Киев: ИД “Академперіодика”, 2006. – 354 с.

**СЕКЦИЯ F.  
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ  
РЕЗУЛЬТАТЫ  
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ  
МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ В  
НАТУРНЫХ  
ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ  
УСЛОВИЯХ.**



## ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЛЕНОК ПОЛИИМИДА КАРТОН-Н В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4,2-300 К

**Абраимов В.В., Лотоцкая В.А., Зарицкий И.П., Сальтевский Г.И.**

Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,  
пр. Ленина, 47, Харьков, 61103, Украина, [vabrainov@mail.ru](mailto:vabrainov@mail.ru)

При создании космических аппаратов (КА) новых поколений широкое применение получили полимерные и композиционные материалы. Так, например, полиимиды используются как основа терморегулирующих покрытий КА, в качестве солнечных отражателей и антенн, электроизоляционных материалов, материалов крепления приборов КА и в других элементах КА. В связи с этим к полиимидным материалам предъявляются высокие требования по механическим свойствам в широком температурном интервале 4,2-300 К, а также по радиационной стойкости при воздействии на них факторов космического пространства (ФКП).

В последнее время большой научный и практический интерес вызывают особенности механических свойств полиимидов в области гелиевых температур. Работ в этом направлении весьма ограниченное количество. Ранее авторами были проведены предварительные исследования механических свойств полиимидных пленок типа - ПМ-А (российского производства) и картон-Н (производства США) при температурах 4,2, 77 и 300 К и при одной скорости деформирования  $10^{-4}$  с<sup>-1</sup>. Впервые было обнаружено, что в отличие от других полимеров (полиэтилена, фторопласта, майлара и др.), которые испытывали хрупкое разрушение уже при  $T \leq 77$  К, пленки полиимидов сохраняют высокую суммарную деформацию до разрушения вплоть до 4,2 К, которая достигает 25% в пленках ПМ-А и 80% в пленках картон-Н. Известно, что механические свойства полимеров зависят от скорости деформации, поэтому представляет большой интерес установить скоростную чувствительность параметров пластической деформации полиимидов в этом же температурном интервале, что и явилось целью настоящей работы.

Объектом исследования в настоящей работе использовали пленки полиимида картон-Н, фирмы «Дюпон», США, толщиной 25 мкм.

В данной работе получены диаграммы «напряжение-деформация»  $\sigma(\epsilon)$  полиимидной

пленки картон-Н при температурах 300, 77 и 4,2 К при скоростях деформации:  $10^{-4}$  с<sup>-1</sup>,  $3 \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup> и  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Обнаружено наличие высокой суммарной деформации до разрушения пленок (достигающей 60-80%) при 4,2 К при всех трех скоростях деформации. Также установлено, что деформация пленок при 4,2 К при этих скоростях носит скачкообразный характер. Показано, что температурные зависимости основных параметров пластической деформации (пределов текучести, прочности и суммарной деформации до разрушения) аппроксимируются одними функциями при всех скоростях деформации. Это указывает на отсутствие скоростной чувствительности параметров пластической деформации полиимида картон-Н в интервале температур 4,2-300 К и деформаций  $10^{-4}$ - $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>.

Установлено, что предел текучести, предел прочности и необратимая деформация до разрушения пленок картон-Н в интервале температур 4,2-77 К не зависит от температуры, что указывает на возможное проявление квантовых эффектов в пластичности полиимидов. Методом оптической микроскопии в деформированных до разрушения при 4,2 К пленках картон Н при всех скоростях деформации обнаружен деформационный ступенчатый рельеф, аналогичный полосам сдвига в металлических материалах, возникающий в двух направлениях, приблизительно под  $45^{\circ}$  к оси растяжения образцов. Появление рельефа, возможно, связано с возникновением и переориентацией кристаллических областей в процессе деформации. Высказано предположение, что максимальной пластичностью при гелиевых температурах обладают полимеры типа полиимидов, макромолекулы которых имеют максимальное число бензольных колец.

Обнаружение высокой пластичности полиимидов при криогенных температурах имеет важное прикладное значение при создании в Украине новых космических долгоживущих аппаратов.

## ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПКМ. КРИТЕРИЙ АДАПТИВНОЙ ОЦЕНКИ ОПАСНЫХ ЗОН ПОВЕРХНОСТИ

Деревянко И.И., Самусенко А.А.<sup>(1)</sup>

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара,  
пр. Гагарина, 72, Днепропетровск, 49010, Украина, [igoreshke@mail.ru](mailto:igoreshke@mail.ru)

<sup>(1)</sup> Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное» им. М.К. Янгеля»,  
ул. Криворожская, 3, Днепропетровск, 49008, Украина, [mover1579@mail.ru](mailto:mover1579@mail.ru)

В конструкции ракетносителей особое место занимают элементы из полимерных композиционных материалов. В мире активно развивается крупномасштабное производство уникальных армирующих волокон различного типа, которые не только существенно превосходят по своим физико-механическим показателям самые высокопрочные стали, но и обладают низкой плотностью, высокой химической стойкостью к агрессивным средам, уникальными теплофизическими свойствами.

Постоянное расширение класса композиционных материалов на основе таких волокон, совершенствование их свойств определяется необходимостью повышения эффективности разрабатываемых конструкций, и, в свою очередь, открывает возможности для реализации принципиально новых конструкторских решений и технологических процессов.

Примером реализации таких конструктивно-технологических решений является межступенной отсек ракетносителя «Циклон 4» - технологически сложная конструкция в виде усеченного конуса высотой 4014 мм с диаметром нижнего основания 3000 мм, а верхнего – 3980 мм. Корпус МСО из ПКМ состоит из оболочки, верхнего и нижнего стыковочных шпангоутов, при этом в верхний шпангоут вклеены углепластиковые фитинги в местах размещения разрывных болтов, а в них в свою очередь вклеены стальные опорные пластины и втулки.

Одной из важных задач при создании таких конструкций является оценка примененных конструктивно-технологических решений, закладываемых в конструкцию узла. Реализация таких решений неразрывно связана с внедрением новых технологий при обработке экспериментальных результатов испытаний и

разработки новых информативных параметров методик обработки данных.

Исследуемой характеристикой является работоспособность основной оболочки, представляющей собой крупногабаритную трехслойную сотовую конструкцию, при испытании ее нагрузками, аналогичными эксплуатационным.

Располагая результатами измерений сплошности по затуханию ультразвукового сигнала при теневом амплитудном контроле, результатами тензометрических измерений, полученных в ходе этапов статических испытаний, имитирующих различные траектории полета отсека и результатами прочностных испытаний материалов, был проведен сравнительный статистический анализ.

В результате анализа предложен критерий адаптивной оценки влияния опасных зон поверхности на прочность изделия, который учитывает влияние прочностных, деформационных характеристик и зон несплошностей. Он указывает опасные зоны конструкции и дает оценку их влияния на работоспособность в зависимости от нагружения, при этом может быть определена траектория полета, при которой опасность разрушения будет наименьшей.

По результатам исследований разработан компьютерный алгоритм проведения вычислительных экспериментов для определения опасных зон и оценки их влияния на работоспособность и прочность изделия. Предложен визуально-аналитический метод представления информации. При дальнейших исследованиях вероятно применение данного критерия для разработки методики обработки результатов измерений на аналогичных объектах из ПКМ и определения классификационных пороговых значений.

## ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ СОСТАВОВ $Ti(Al, Nb)N$ , $Ti(Al, Ta)N$ , $Ti(Al, W)N$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

**Людвинская Т.А.,\*** Григорьев О.Н., Панашенко В.М., Нешшпор И.П.  
Институт проблем материаловедения им.И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, \*E-mail: ludvinsk@rambler.ru

Проведены исследования процессов окисления и фазообразования горячепрессованной керамики из наноструктурированных порошков тугоплавких твердых растворов  $TiAlN$  на основе  $TiN$  с добавками Nb, Ta и W:  $Ti(Al, Nb)N$ ,  $Ti(Al, Ta)N$ ,  $Ti(Al, W)N$ , в условиях концентрированного солнечного облучения (КСИ).

Облучение проводилось при полном открытии жалюзи ( $\alpha=90^\circ$ ), солнечной радиации  $R'=163$  и время экспозиции 0.5 и 1.0 мин.

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре "Дрон-1" в  $CuK_\alpha$ -излучении. Структурные исследования проводили на металлографическом МИМ-7 и биологическом МБС-9 микроскопах, а микротвердость с помощью ПМТ-3.

Под воздействием концентрированного солнечного облучения в условиях высокоскоростного нагрева-охлаждения происходит разрушение химического соединения при высоких температурах и формирование неравновесного структурно-фазового состояния, которое зависит от энергии и длительности излучения, состава, свойств материала и его взаимодействия с рабочей атмосферой (воздух).

Характерными особенностями рельефа, обработанной КСИ поверхности, является наличие кратеров различного размера, формы и морфологии, что связано с временем облучения.

На поверхности образцов наблюдается формирование защитных оксидных слоев которые образовались в результате частичного подплавления и гетерогенного взаимодействия фаз: газовой, жидкой металлической и жидкой окислы.

В поверхностном слое обнаруживаются характерные зоны кристаллизации, формирование вторичных оксидных фаз. Для образца состава  $Ti(Al, Nb)N$  наблюдается присутствие фаз  $(Ti, Nb)O$ ,  $Al_2TiO_5$ ; для  $Ti(Al, Ta)N$ -  $(Ti, Ta)O$  и  $\alpha$ -

$Al_2O_3$ . Формирование этих фаз существенно влияет на величину микротвердости обработанной поверхности.

На рис. 1 представлена морфология образовавшихся покрытий после облучения в течение 1 мин.

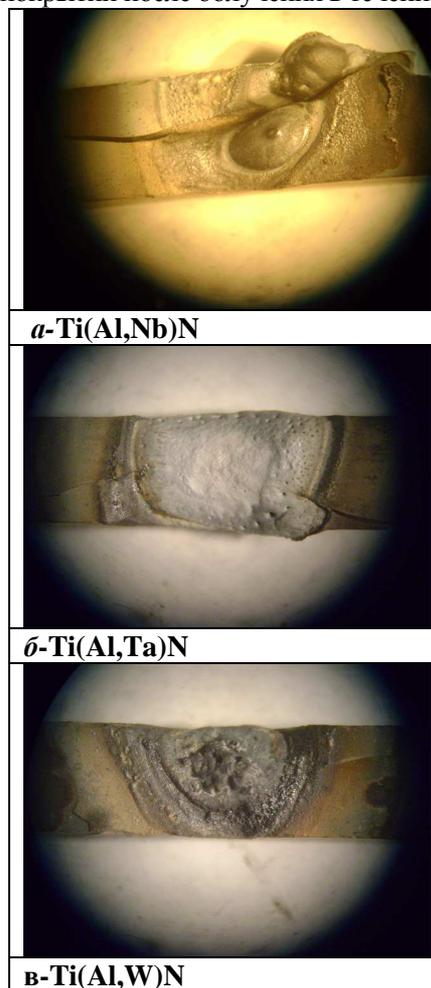


Рис. 1. Морфология покрытий после облучения для составов: а –  $Ti(Al, Nb)N$ ; б –  $Ti(Al, Ta)N$ ; в –  $Ti(Al, W)N$ .

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ТБХН40 И СПЛАВА ВТ-3 ПРИ ИСПЫТАНИЯХ В УСЛОВИЯХ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ

Пугачевская Е.П., Чупров С.С., Хомко Т.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [chuprov51@mail.ru](mailto:chuprov51@mail.ru)

Бандажные полки рабочих лопаток компрессора и турбины, изготавливаемые из титановых сплавов, работают в условиях высоких и быстроменяющихся температур и агрессивных газовых сред, что существенно сокращает продолжительность их эксплуатации.

В ИПМ НАНУ для замены стандартного титанового сплава ВТ-3 разработан композиционный материал ТБХН40 (кермет на основе  $TiCrB_2$ , содержащий 40% (мас.) металлической связки Ni-Cr) с высоким уровнем износостойкости для восстановления и повышения работоспособности выше-упомянутых лопаток. Структура этого композита гетерофазна и состоит из зерен тугоплавкой фазы  $TiCrB_2$  и равномерно распределенной между ними металлической составляющей – сплава Ni-Cr. Образцы из титанового сплава ВТ-3 и разработанного композиционного материала ТБХН-40 испытывались в условиях фреттинг-коррозии, так как эта методика наиболее близка к реальным условиям работы лопаток. Испытания проводились в паре с одноименными материалами.



Рис. 1. Линейный износ титанового сплава ВТ-3 и композиционного материала ТБХН40 в паре с одноименными материалами

Интенсивность изнашивания титанового сплава ВТ-3 составила порядка  $10 \text{ мкм}$  за  $5 \cdot 10^5$  циклов, а композита –  $4 \text{ мкм}$  за  $5 \cdot 10^5$  циклов, что в 2,5 раза меньше (рис.1).

Исследования микроструктуры образцов сплава ВТ-3 показали, что дорожки трения характеризуются многочисленными повреждениями, которые возникают в результате процессов схватывания и вырывания, т.е. доминантным в условиях фреттинг-коррозии титанового сплава ВТ-3 является механизм адгезионного изнашивания.

Механизм изнашивания сплава ВТ-3 в условиях фреттинг-коррозии можно представить в следующем виде: во время трения увеличивается температура в зоне контакта, что способствует увеличению толщины оксидной пленки за счет интенсификации диффузионных процессов, структура ее становится многослойной. Из-за разности факторов сплошности Пиллинга-Бедворса между слоями оксидной пленки, а также за счет механического воздействия на пленку в процессе трения, оксидная пленка разрушается, продукты окисления уносятся из зоны контакта. После этого трение происходит по ювенильной поверхности. Происходит интенсивное взаимодействие образца и контртела, приводящее к схватыванию и вырывам материала, вследствие чего поверхностный слой титанового сплава интенсивно изнашивается и разрушается.

В процессе трения в зоне контакта на локальных участках композиционного материала существенно повышается температура и образуется дискретная оксидная пленка, обладающая высокими адгезионными свойствами к композиту ТБХН40. Дискретность оксидной пленки можно объяснить тем, что в процессе трения износостойкая составляющая композита  $TiCrB_2$  окисляется в большей степени, чем металлическая связка Ni-Cr, т.е. первоначально окислению подвергается тугоплавкая составляющая материала. При трении композитов, в отличие от титановых сплавов ВТ-3, реализуется окислительный механизм изнашивания, что обеспечивает более высокий уровень износостойкости разработанных материалов. При этом оксидная пленка работает как защитная, предотвращая повышенный износ композита.

**СЕКЦИЯ G.  
ВОЗМОЖНОСТИ И  
СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ  
ПЕРЕРАБОТКИ  
ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ  
С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ,  
ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫХ,  
ОБЛИЦОВОЧНЫХ И ДРУГИХ  
МАТЕРИАЛОВ.**



## УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ В КОМПОЗИЦИЯХ ДЛЯ ЗАЩИТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

**Цыбуля С.Д., Старчак В.Г.<sup>(1)</sup>, Иваненко К.Н.**

Черниговский национальный технологический университет  
ул. Шевченко, 95, Чернигов, 14027, Украина, [stcibula@yandex.ru](mailto:stcibula@yandex.ru)

<sup>(1)</sup>Черниговский национальный педагогический университет  
ул. Г. Полуботка, 53, Чернигов, 14013, Украина

**Введение.** Конструкционные материалы инженерных сооружений многие десятилетия работают в экстремальных условиях техногенного ингредиентного и энергетического влияния, с тенденцией его усиления в ближайшей перспективе [1-4]. Это особенно связано с накоплением тяжелых металлов (ТМ) в поверхностных, морских водах, грунте, воздухе (из сточных вод, промышленных выбросов, отходов, размещенных в земельных ресурсах) [5, 6]. Существенный вклад в техногенное загрязнение ТМ техноприродных систем (ТПС) с экологически опасными объектами, вносит коррозионно-механическое разрушение (КМР) технических сооружений, техногенные аварии, нередко сопровождающиеся экологическими катастрофами [7-10]. Ситуация обостряется еще и тем, что многие ТМ – стимуляторы анодных, катодных реакций коррозионных процессов [3, 4, 10-12]. Поэтому приобретает важное актуальное значение разработка защитных композиций на вторичном сырье, с утилизацией отходов.

**Цель работы** – повышение техногенно-экологической безопасности и эксплуатационной надежности металлоконструкций в экстремальных условиях техногенного ингредиентного и энергетического загрязнения.

**Методические аспекты.** Исследования проведены на углеродистых сталях (сталь 3, 20, 10кп, 45), низколегированных (10Г2ФР, 10ХСНД, 16ГНМА, 30ХГСНА, 38ХС, 40Х, разных плавок: М, ЭД, ВДП, ЭШП и др.), высоколегированных (Х12М, Х17Н2, 12Х18Н10Т), Al-,Ti-сплавах и В-Al-комposite, в природных (речная вода: рр. Десна, Стрижень, Белоус; грунт) и технологических средах, с различным уровнем техногенного загрязнения ТМ. Определяли коррозионную стойкость (10-балльная шкала), КМР (коррозионное растрескивание – КР, малоцикловую коррозионную, водородную усталость – МЦКУ, МЦВУ, наводороживание – основные причины техногенных аварий) [2, 4, 7-12].

**Результаты экспериментов и их обсуждение.** Разработаны синергичные защитные композиции (СЗК) на вторичном сырье, с утилизацией отходов (с активными противокоррозионными фрагментами) и выбором синергистов компьютерным моделированием (MNDO-PM3), обеспечивающие межмолекулярный и внутримолекулярный синергизм, с превращением активной подвижной формы ТМ в неподвижную (пассивную) и подавление коррозионных процессов модификацией поверхности конструкционных материалов наномасштабными металлохелатными пленками ( $K_d=10^{15} \dots 10^{20}$ ).

Установлены корреляционные зависимости между параметрами техногенного влияния и степенью защиты от

коррозии (Z), наводороживания ( $\square$ ), малоцикловой усталости (K,  $K_{\text{н}}$ ), а также коэффициентом торможения  $KP - K_{\text{кр}}$ . Предложена унифицированная комплексная интегральная балльная оценка техногенного влияния, с определением суммарного показателя техногенно-экологической опасности  $I_{\text{т}}$ , балльной оценки (1-10 баллов), экосостояния ТПС.

**Выводы.** 1. Разработанная СЗК обеспечивает высокий уровень защиты от КМР (Z,  $\square$ , K,  $K_{\text{н}}$  – 89...97%,  $K_{\text{кр}}=120 \dots 150$ ). 2. Предложенная унифицированная оценка техногенного влияния позволяет своевременно предотвратить риск техногенных аварий.

### Литература.

1. Сучасне матеріалознавство XXI ст. /Відп. редактор акад. НАНУ І.К. Походня – К.: Наук. думка, 1998. – 658 с.
2. Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій /Під ред. акад. В.В. Панасюка. – Львів: Каменяр, 1999. – Т. 1. – 352с., Т. 2. – 346с., Т. 3. – 286с.
3. Сидоренко С.Н., Черных Н.А. Коррозия металлов и вопросы экологической безопасности магистральных трубопроводов. – М.: РУДН, 2002. – 83с.
4. Старчак В.Г., Бондар О.І. Екологічна безпека конструкційних матеріалів. Методичний посібник з лабораторного практикуму. – К.: ДЕІ, 2008. – 40 с.
5. Рудько Г.І., Гошовський С.В. Екологічна безпека техноприродних геосистем. – К.: Нічлава, 2006. – 464с.
6. Мельник Л.Г. Екологічна економіка. – Суми: Університет. книга, 2002. – 346 с.
7. Вплив екологічної ситуації на протикорозійний захист металокопункцій /В.Г. Старчак, С.Д. Цибуля, Н.П. Буяльська та ін. //Фіз.-хім. механіка матер. – 2012. – Спецвип. № 9. – Т. 2. – С. 767-772.
8. Цибуля С.Д. Комплексне забезпечення екологічної безпеки трубопровідного транспорту //Там же. – Спецвип. № 9. – 2012. – Т. 2. – С. 773-779.
9. Старчак В.Г., Буяльська Н.П., Цибуля С.Д. Наукові основи підвищення екологічної безпеки металокопункцій у протикорозійному захисті //Там же. – Спецвип. №4. – 2004. – Т. 2. – С. 853-859.
10. Екологічна безпека трубопровідного транспорту в умовах дії електромагнітних полів /В.Г. Старчак, С.Д. Цибуля, І.Д. Пушкарьова та ін. //Вісник Кременчуцького національного університету ім. М.Остроградського. – 2011. – Випуск 1 (66), Ч. 1 – С. 145-148.
11. Шлугер М.А., Ажогин Ф.Ф., Ефимов Е.А. Коррозия и защита металлов. – М.: Металлургия, 1995. – 216с.
1. Бабей Ю.И., Сопрунок Н.Г. Защита стали от коррозионно-механических раз рушений. – К.: Техника, 1991. – 126 с.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА В КАЧЕСТВЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рудь В.Д., Божко Т.Е., Гальчук Т.Н.

Луцкий национальный технический университет,  
ул. Потебни, 56, Луцк, 43000, Украина, [t\\_bozhko@ukr.net](mailto:t_bozhko@ukr.net)

*Работа посвящена экспериментальному исследованию особенностей процесса шлифования материалов конструкционного назначения на основе порошка стали ШХ15.*

В Луцком национальном техническом университете разработана технология получения порошков стали ШХ15 из отходов подшипникового производства. Низкая стоимость порошка стали ШХ15, полученного из шлифошлямов делает композиционный материал конкурентоспособным по сравнению с материалами на основе стандартных порошков.

Порошки стали ШХ15, полученные из шлифовочных шламов подшипниковых сталей, применяют для изготовления деталей конструкционного назначения, таких как **КРОНШТЕЙНОВ, РУКОЯТОК, ДЕРЖАТЕЛЕЙ СЛЕСАРНОГО И МОНТАЖНОГО ИНСТРУМЕНТА**. В большинстве случаев детали не требуют дополнительной механической обработки. Вместе с тем, при высоких требованиях к пространственным отклонением и взаимного расположения поверхностей деталей, шероховатости поверхностей, необходимо применять дополнительную финишную обработку спеченных пористых материалов. Использование шлифования в качестве чистовой отделки осложняется особенностями процесса обработки пористых материалов, а именно невозможностью применить для охлаждения смазывающе-охлаждающую жидкость (СОЖ), которая при ее использовании попадает в поры и меняет физико-химические свойства материала.

При обработке пористых спеченных материалов по сравнению с компактными материалами, при одних и тех же режимах резания температура в зоне шлифования выше, а силы резания ниже. Это объясняется невысокой теплопроводностью пористых материалов. Теплопроводность компактных материалов в 1,5 раза выше пористых материалов. Вследствие невысокой теплопроводности влияние температуры распространяется на поверхностные слои детали. Так, при росте глубины резания повышается температура резания и на поверхности детали возникают прижоги. Другая

особенность шлифования ШХ-15 заключается в том, что температура в зоне обработки не влияет на степень уплотнения поверхностных слоев пористого материала.

Абразивная обработка пористого материала сопровождается образованием микротрещин на обрабатываемой поверхности. Процесс трещинообразования зависит, в первую очередь, от интенсивности режимов резания. При подачах в пределах 0,1-0,4 мм/ход образования микротрещин не наблюдалось при любой пористости образцов ШХ-15. Рост подачи в  $S = 0,5$  мм/ход в деталях с пористостью 30% приводит к образованию микротрещин.

Следует отметить, что процесс обработки пористых материалов сопровождается образованием упрочненного слоя на поверхности образцов. Влияние температуры в зоне резания и сил резания на процесс уплотнения – неоднозначен. Глубина упрочненного слоя определяется, в первую очередь, химическим составом материала и режимами обработки. Металлографические исследования показали, что при оптимальных параметрах технологического процесса для образцов из порошка ШХ-15 пластическая деформация поверхностного слоя наружной поверхности при шлифовании соответственно 0,01 мм - внешней, 0,05 мм - внутренней.

При шлифовании ШХ-15 имеет место процесс "залечивания" пор. Пores в материале расположены по всему объему равномерно, но часть их выходит на обработанную поверхность. При низких температурах, пора на поверхности детали остается открытой, а при высоких температурах поверхностный слой обрабатываемого материала размягчается и шлифовальный круг, деформирует материал, вдавливая его в пору. Пора исчезает с поверхности детали в результате "залечивания". Но металл, который закрыл пору, как правило, не достаточно прочно соединенный с основанием и в процессе эксплуатации может оторваться. В этом случае он становится абразивной частицей, ускоряет износ детали.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАМОВЫХ ОТХОДОВ ПОДШИПНИКОВОГО ПРОИЗВОДСТВА И МАТЕРИАЛЫ НА ИХ ОСНОВЕ

Гальчук Т.Н., Рудь В.Д.

Луцкий национальный технический университет,

ул. Потебни, 56, Луцк, 43000, Украина, [galchuk\\_tania@rambler.ru](mailto:galchuk_tania@rambler.ru), [vikdmrud@rambler.ru](mailto:vikdmrud@rambler.ru)

Анализ основных видов вторичных ресурсов - отходов предприятий металлообработки - показывает, что основную массу металлоотходов составляют диспергированные продукты: стружка, шлифовальный шлам, окалина - потенциальные источники сырья для производства металлопорошков. На заводах порошковой металлургии, находят применение лишь технологии утилизации стружки и прокатной окалины металлургических предприятий. Практически не утилизируются шлифовальный шлам, образующийся при шлифовании в цехах машиностроительных предприятий. Десятки тысяч тонн этих отходов вывозятся на захоронение, что приводит к загрязнению почвы и гидросферы тяжелыми металлами. Как исходное сырье – шлифовальные шламы имеют превосходство: высокое содержание металла; наличие легирующих добавок; небольшая степень окисления металлических частиц; отсутствие необходимости дополнительного размола металлических частиц, которые есть в шламе, через их достаточно высокую дисперсность.

В связи с этим весьма актуальным становится решение вопросов по вовлечению в производство порошков диспергированных металлоотходов и изготовлению на их основе порошковых изделий.

Цель работы - разработка новой ресурсосберегающей технологий порошковой металлургии на основе вторичного сырья; утилизация диспергированных отходов металлообрабатывающих предприятий.

Авторами предложены технические решения проблемы экологизации хозяйственной деятельности предприятий металлообработки на базе развития технологий по утилизации диспергированных металлоотходов в порошковые материалы с последующим изготовлением из них товарной продукции - спеченных порошковых изделий

[1]. Для снижения вредного воздействия тяжелых металлов на почву и гидросферу в пунктах складирования диспергированных металлоотходов разработаны и обоснованы предложения по совершенствованию способа их хранения [2].

Разработана новая технологическая схема переработки подшипникового шлама для получения качественного металлического порошка с частицами регулярной формы и размеров [3]. Порошки стали ШХ15, полученные по разработанной схеме, имеют в 1,5 раза выше технологические свойства в сравнении с аналогичными порошками, полученными по традиционной технологии.

На основе полученного порошка стали ШХ15 разработан антифрикционный материал для втулки скольжения [4]. Промышленными испытаниями подтверждено, что прочность и надежность втулок скольжения отвечает действующим стандартам, а ресурс в эксплуатационных условиях увеличивается в 2 раза.

### Литература

1. Гальчук Т.Н. Технология получения порошковых изделий из отходов машиностроения / Т.Н. Гальчук // Международный промышленный журнал «Мир техники и технологии». – 2013. – № 3. – С. 58–61.
2. Гальчук Т.Н., Рудь В.Д. Використання відходів машинобудівного виробництва для виготовлення деталей триботехнічного призначення / Т. Н. Гальчук, В.Д. Рудь // Монографія. – Луцк: РВВ Луцького НТУ, 2013. – 218с.
3. Гальчук Т.Н. Розробка технології отримання металічного порошку для виготовлення виробів машинобудівного виробництва / Т.Н. Гальчук // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник. – 2012. – Випуск 38. – С. 25–30.
4. Гальчук Т.Н. Триботехнічні характеристики композитів на основі порошку сталі ШХ15, отриманих із відходів машинобудування / Т.Н. Гальчук // «Проблеми трибології». – 2012. – № 3. – С. 81–86.

## ИДЕНТИФИКАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ВОДОПОДГОТОВКОЙ

Лившиц М.Ю.

Самарский государственный технический университет,  
ул. Молодогвардейская, 244, Самара, 443100, Россия, [entcom@samgtu.ru](mailto:entcom@samgtu.ru)

В современной промышленности широко используют водные ресурсы, которые редко отвечают требованиям прямого применения. Содержащиеся в воде природные примеси удаляют на водоподготовительных установках (ВПУ), обеспечивающих качество воды, соответствующее техническим условиям, санитарным правилам и нормам. Снижение качества очищенной воды приводит к огромным затратам на восстановление технологического оборудования - теплообменных аппаратов, трубопроводов и т.п. Затраты на совершенствование ВПУ оказываются во много раз ниже затрат на ликвидацию последствий нарушений. Применение разработанных в настоящее время технологий получения очищенной воды, состоящих из процессов удаления грубодисперсных, коллоидных, молекулярно-дисперсных примесей и газов сдерживается нестабильностью и неопределенностью качества исходной воды, неопределенностью конъюнктурных требований потребителя и нестабильностью технологических режимов. Основные показатели коррозионно-накипных свойств воды структурированы автором и рассматриваются как критерии качества химводоочистки (ХВО). Эти критерии традиционно определяются по соответствующим лабораторным анализам компонентов минерализации. В результате корректировка режимов запаздывает, что приводит к потере надёжности и экономичности работы ВПУ и повышает риск отказов и аварий. На основе системного анализа автором предложено решение проблемы с использованием системно-структурного математического моделирования и идентификации процессов водоподготовки с применением модели-идентификатора состояния в контуре системы управления ВПУ для непрерывного контроля и адаптивного управления качественными показателями технологических потоков ионообменной водоподготовки адаптации в условиях неопределённости. Сформулирована и решена задача разработки и идентификации функционально ориентированной на использование для управления математической модели ионообменной водоподготовки. Процесс

ионного обмена, как объекта управления, представлен в достаточно общей форме:

$$\overline{(C_r)}_n = F_0(\overline{u}) + v_0, \quad (1)$$

где:  $F_0(\overline{u})$  – оператор связи,  $v_0$  – случайная погрешность,  $\overline{u}$  – вектор управления,

$$\overline{(C_r)}_n = [(C_{r1})_n, (C_{r2})_n, \dots, (C_{rn})_n, \dots, (C_{rn})_n]$$

– химический состав n-го потока.

В ходе идентификации вектор  $\overline{C_r}$  определяется через вектор наблюдений  $\overline{C_n}$  зашумленный погрешностью наблюдений  $v_n$ :

$$\overline{(C_r^*)}_n = F_n(\overline{C_n})_n + v_n, \quad (2)$$

В водоподготовительных технологиях на базе ионного обмена непрерывно наблюдаемыми показателями качества обычно являются  $pH_n$  и  $X_n$ . Соотношение (2) при этом принимает форму:

$$\overline{(C_r^*)}_n = F_n(pH_n, X_n)^T + (l_{pH}, l_X)^T, \quad (3)$$

где:  $l_{pH}$  – погрешность наблюдения  $pH_n$ ;

$l_X$  – погрешность наблюдения  $X_n$ ;

$F_n$  – асимптотический и реализуемый в пределах заданного времени  $0 < \tau_{зад} < \infty$  идентификатор состояния, для которого соблюдается условие:

$$\lim_{\tau \rightarrow \tau_{зад}} \|\overline{(C_r^*)}_n - \overline{(C_r)}_n\| \leq \varepsilon_{зад}, \quad (4)$$

где:  $\varepsilon_{зад}$  – заданная допустимая погрешность.

Поставлена и решена задача идентификации недоступных прямому измерению концентраций компонентов минерализации по интегральным показателям качества  $pH$  и  $X$ . Для решения этой обратной задачи разработана параметрически идентифицируемая ФОМ с непродолжительным временем получения прямых решений, устойчивая и корректная в отношении вычислительных процедур.

### Литература.

М.Ю.Лившиц. К постановке задач оптимального управления системами с распределенными параметрами // Вестник Самарского государственного технического университета Дифференциальные уравнения и их приложения №4, Серия «Математическая», Выпуск 45, 2007г., стр.32-39.

Работа выполнена при поддержке гранта № 14-08-01255 РФФИ.

## УПРАВЛЕНИЕ РАДИОАКТИВНЫМИ ОТХОДАМИ В ГРУЗИИ

Набахтиани Г.Н., Чхартишвили Л.С., Гигинейшвили А.В., Горгадзе К.М.

Грузинский технический университет,  
пр. М. Костава, 77, Тбилиси, 0175, Грузия, [giorgi.nabakhtiani@gmail.com](mailto:giorgi.nabakhtiani@gmail.com),  
[chkharti2003@yahoo.com](mailto:chkharti2003@yahoo.com)

Грузия предпринимает активные усилия для создания в стране Системы Управления Радиоактивными Отходами (СУРО):

–Опираясь на международную поддержку был построен и введен в эксплуатацию Центральное Хранилище (ЦХ) радиоактивных отходов;

– Грузия присоединилась к «Совместной конвенции о безопасности обращения с отработавшим ядерным топливом и о безопасности обращения с радиоактивными отходами». Первый доклад о положении в стране был представлен в Международное агентство по атомной энергии (МАГАТЭ) в 2011 году;

– Эксперты МАГАТЭ дали свое заключение на проект закона Грузии «Об обращении с радиоактивными отходами»;

–Совместно с шведскими специалистами в 2011 году было проведено первое радиологическое обследование места захоронения;

–В 2012–2013 годах осуществлялся проект ЕС «Исследование состояния и стратегическая оценка временных хранилищ и мест захоронения радиоактивных отходов в Грузии»;

–В 2013 году был запущен проект ЕС «Осуществление целей оценки безопасности ЦХ и утилизаций».

Вообще говоря, СУРО должна содержать четыре основных составляющих: правовую основу, административную структуру, инфраструктуру обращения с радиоактивными отходами, а также финансовую систему. В сегодняшней Грузии вышеупомянутые составляющие представлены лишь частично. СУРО должна удовлетворять девяти основным принципам, определенных МАГАТЭ [1]. На их основе можно определять более подробные принципы.

Грузия, как и любая другая страна, должна разработать свою политику управления радиоактивными отходами и стратегию имплементации этой политики на практике [2]. Один из требований к политике определяется законодательством Грузии «О ядерной и радиационной безопасности», ст. 36 которой запрещает ввоз радиоактивных отходов из других странах. Грузия также требует, чтобы все импортированные в стране радиоактивные источники после завершения их использования были

бы возвращены обратно. Таким образом, могут рассматриваться следующие основные пути образования радиоактивных отходов в Грузии: демонтаж крупных объектов (например, ядерного реактора), обновление свалки, образование новых отходов из-за развития промышленных и медицинских применений радиоактивных источников, а также образования вторичных радиоактивных отходов. Кроме того, следует учитывать Изъятые из употребления Радиоактивные Источники (ИРИ) и т.н. исторические отходы.

Весь процесс обращения с радиоактивными отходами можно разделить на три основных этапа: создание национальной системы обращения с радиоактивными отходами, их захоронение, предварительная переработка и утилизация.

Согласно классификации радиоактивных отходов по МАГАТЭ [3], максимальный уровень радиоактивных отходов могут быть достигнуты уже в ближайшее время при среднем уровне отходов (СУО). Исходя из требований МАГАТЭ [4], был разработан маршрут обращения с отходами. Удаление жидких отходов предпочтительно проводить после их затвердевания. С учетом ограниченного количества ИРИ, они могут быть размещены в глубоких скважинах. Для этих скважин должны быть предусмотрены заградительные инженерные системы (ЗИС).

Основываясь на все вышесказанное, главной задачей представляется создание Агентства Управления Радиоактивными отходами (АУРО), которое от имени государства будет управлять всеми объектами обращения с радиоактивными отходами. Функции АУРО также будут охватывать обращения с ИРИ на всех этапах его обеззараживания. АУРО должно подчиняться всем требованиям МАГАТЭ [5].

1. **Principles for Radioactive Waste Management. IAEA Safety Series, 1995, 111–F.**
2. **Policies and Strategies for Radioactive Waste Management. IAEA Nuclear Energy Series, 2009, NW–G–1.1.**
3. **Classification Radioactive Waste. IAEA General Safety Guide, 2009, GSG–1.**
4. **Disposal of Radioactive Waste. IAEA, Specific Safety Requirements, 2011, SSR–5.**
5. **Predisposal Management of Radioactive Waste. IAEA General Safety Requirements, 2009, GSR–5.**

## К ВОПРОСУ О БИОЭКСТРАКЦИИ МАРГАНЦА ИЗ ФЕРРОСПЛАВНЫХ ШЛАКОВ И ШЛАМОВ ИХ СЕПАРАЦИИ

Сахвадзе Д.В., Джандиери Г.В., Рапава А.В.

Институт металлургии и материаловедения им. Фердинанда Тавадзе  
пр. Ал. Казбеги, 15, Тбилиси, 0160, Грузия; [david.sakhvadze@yahoo.com](mailto:david.sakhvadze@yahoo.com)

На фоне повышенных требований к экологической безопасности производств, в современном мире приоритетным становится развитие таких дружественных к природе технологий, как биотехнологическая переработка техногенных отходов.

С точки зрения выделения отходов в Грузии лидирует ферросплавное производство. Количество шлаковых отходов в среднем составляет 350 тыс. тонн в год. В Грузии же существует хороший производственный опыт гидросепарации этих шлаков с извлечением из них металлических включений, но это недостаточно, так как в сепарированном шлаке остаются неметаллические (окисные) соединения марганца.

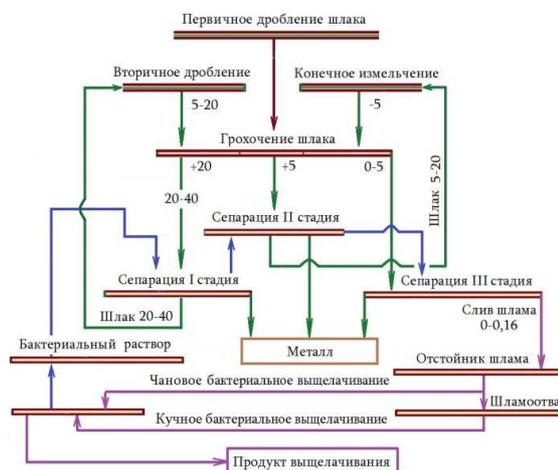
Анализ процесса гидросепарационной переработки шлаковых отходов показывает, что проведение процесса дополнительной биотехнологической экстракции марганца из окисной части будет наиболее эффективным на этапе мелкофракционного (0-5мм) дробления-сортирования (III стадия) ишламоотделения. Особенно высокие показатели экстракции марганца будут достигнуты как чановым бактериальным выщелачиванием шламоотстойника (0-0,16мм), так и кучной обработкой выделенной массы из системы отстойников.

Для осуществления предложенного подхода обязательно в классической схеме сепарации вместо технической воды использовать раствор, содержащий бактериальную культуру *Thiobacillus ferrooxidans*, специально адаптированную к данным условиям. Новая технологическая схема гидробиосепарации марганецсодержащих ферросплавных шлаков иллюстрирована на рис.1. Анализом установлено, что в обычном водном растворе твердые марганецсодержащие частицы находятся во взвешенном состоянии в количестве 18% образуя шлам, который содержит 13,3% марганца. В итоге, концентрация марганца в водном растворе составляет 24 г/л. Проведенными нами ранее исследованиями [1] установлено, что такая

концентрация вполне приемлема для размножения бактерий и их жизнедеятельности.

Конечным продуктом разрабатываемой технологии является биопродукт - сульфат марганца. Его можно применять как в производстве электролитического металлического марганца и диоксида марганца, так и в производстве премиксов, микроудобрений и в других областях, где до настоящего времени используется сульфат марганца, полученный химическим способом из дефицитных окисных марганцевых руд.

В отличие от окисного или карбонатного марганца в рудной части полезного ископаемого, цена которого на международных рынках колеблется в пределах от 3 до 7 долларов США за 1% в тонне, реализационная цена марганца, полученного нами из неиспользуемых марганецсодержащих отходов, может составить 15-20 долларов США за 1% марганца, содержащегося в тонне готового продукта.



**Рис.1. Принципиальная технологическая схема биоэкстракции марганца из ферросплавных производственных шлаков и шламов их сепарации.**

### Литература

1. Сахвадзе Д.В. и др. Утилизация марганецсодержащих производственных отходов методом бактериального выщелачивания. Тез.конф. «МЕЕ-2010», Поизовка, А/Р Крым, Украина, 2010. - с.375.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЗОЛЫ ТЭЦ В КАЧЕСТВЕ КАТАЛИЗАТОРА НА ПРОЦЕСС ОКИСЛЕНИЯ

Емельянова В.С., Мылтыкбаева Ж.К., Мухитова Д.Ж.

ДГП НИИ Новых химических технологий и материалов

РГП КазНУ им. аль-Фараби МОН РК,

Алматы, 050012, Казахстан, [zhannur.mylytkbaeva@kaznu.kz](mailto:zhannur.mylytkbaeva@kaznu.kz)

Сейчас во многих областях производства на современном этапе развития требуют использования новых экологически чистых и функциональных материалов. Есть немалое количество материалов, долгое время использующихся ограниченно из-за недостатка источника информации об их свойствах и возможностях применения. На данный момент к таким материалам относятся пустотелые или полые алюмосиликатные микросферы.

Полые микросферы – это обобщенное название мелкозернистых наполнителей, имеющих различное происхождение и применение, но обладающих следующими общими свойствами: размер, менее 0,5 мм; форма – пустотелая сфера; материал, как правило, – алюмосиликатное стекло. Качественными свойствами, благодаря которым данный вид дисперсных материалов требует выделения в группу, являются сферическая форма, малый размер, химическая инертность и легкость.

Основой для образования техногенных микросфер – зольных алюмосиликатных микросфер (ЗАМ) – являются пылеугольные котлы теплоэлектростанции (ТЭС).

В полости микросфер находятся преимущественно  $\text{CO}_2$ ,  $\text{N}_2$  и в незначительном количестве  $\text{H}_2\text{O}$  [1], однако при их попадании в воду при гидроудалении содержание воды во внутренней полости увеличивается до 86 % (об.) [2].

Благодаря современным физико-химическим методам (РФД, сканирующая электронная микроскопия, БЭТ, элементный и химический анализ) изучен состав и структура микросферических алюмосиликатов зол теплоэлектроцентралей (ТЭЦ). Кинетическим и потенциометрическим методами изучена активность микросфер в реакции окисления

$\text{Na}_2\text{SO}_3$  кислородом. С помощью ЭПР и Мёссбауэровской спектроскопии установлено, что железо входит в состав ценосфер в двух состояниях  $\text{Fe}^{3+}$  и  $\text{Fe}^{2+}$ , при этом, в области содержания железа 3-4 масс. % железо (3+) находится в виде одиночных ионов в алюмосиликатной матрице.

В результате, на примере окисления сульфита натрия кислородом изучены активность, состав, структура модифицированных микросфер, выделенных из энергетических зол. Показано, что на базе алюмосиликатных микросфер формируется наноразмерный железный катализатор, способный при низкой температуре 30-60°C окислять  $\text{Na}_2\text{SO}_3$  до  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ . Оптимальными размерами активных частиц катализатора являются 40-50 нм. Удельная поверхность катализатора, вычисленная по полным изотермам низкотемпературной адсорбции азота по методу БЭТ, составляет 12,6 м<sup>2</sup>/г. Интегральный объем пор составляет 0,57 мл/г.

Разработанный катализатор испытан в процессе очистки газов от  $\text{SO}_2$  на пилотной вихревой установке производительностью 2 м<sup>3</sup>/час на модельных газовых смесях  $\text{SO}_2$ -Ar, содержащих до 1 об. %  $\text{SO}_2$ . Результаты показали, что при скорости подачи газа 10000-15000 час<sup>-1</sup> степень удаления  $\text{SO}_2$  составляет 87-95%.

Литература:

1. Honaker R.Q. Final technical report: Holistic approach to fly ash: bi-products recovery // Southern Illinois University. – 1997. – № 96, 1/3.1A-24. – 98 p.
2. Кизельштейн Л.Я., Дубов И.В., Шпицглюз А.Л., Парида С.Г. Компоненты зол и шлаков ТЭС. – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 176 с.

## НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УТИЛИЗАЦИИ НЕФТЯНЫХ ОТХОДОВ

**Журавский Г.И., Градов А.С.<sup>(1)</sup>, Сусеков Е.С.<sup>(1)</sup>, Мартинов О.Г., Шаранда Н.С.**

Институт тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова НАН Беларуси,  
ул. П. Бровки, 15, Минск, 220072, Беларусь, [gena.zhuravsky@gmail.com](mailto:gena.zhuravsky@gmail.com)

<sup>(1)</sup>Закрытое акционерное общество “НПО Инноватех”,

В.О., Наб. р. Смоленки, 5-7, Санкт-Петербург, 199178, Россия, [a.gradov@innovteh.ru](mailto:a.gradov@innovteh.ru)

На основании комплекс исследований по термической обработке различных видов органических отходов разработана технология, создано опытное оборудование мобильного и стационарного базирования и показана возможность эффективного (по экологическим и энергетическим показателям) извлечения углеводородов из нефтесодержащих грунтов, а также экспериментально с применением опытного оборудования, реализующего процесс термохимической конверсии органических материалов, обоснована технология переработки широкого спектра нефтесодержащих отходов.

Технология извлечения углеводородов из нефтесодержащих грунтов основана на использовании паровой обработки в режиме фильтрации водяного пара через слой грунта при температурах не выше 200 °С, в результате чего осуществляется снижение вязкости углеводородов и вытеснение их из грунта с потоком пара. При этом достигается высокая степень извлечения нефтепродуктов (80 ÷ 90%), улучшаются экологические характеристики процесса в сравнении с другими методами очистки.

Оборудование, реализующее данный процесс представляет собой мобильный комплекс, включающий систему генерации водяного пара, реактор, систему конденсации парогазовых продуктов и систему фракционирования образующейся смеси углеводородов и воды. Для энергетического обеспечения процесса используется часть извлекаемых углеводородов, а выделенная вода утилизируется путем сжигания совместно с углеводородами в топке парогенератора, производящего рабочий водяной пар.

Термохимическая конверсия органических материалов применена при разработке технологических процессов и экспериментального оборудования парового термолиза и газификации нефтесодержащих отходов. Обработка нефтяных отходов перегретым водяным паром при температурах до 600 °С приводит к протеканию термолиза углеводородов с образованием газообразных и жидких фракций, пригодных в дальнейшем для использования в качестве углеводородного сырья, или топлива.

Как показывают исследования, в результате термолизной переработки нефтяных отходов, образующихся при переработке нефти на НПЗ, происходит образование бензиновой фракции в количествах от 14 до 26 %, керосиновой фракции в количествах от 16 до 20 % и дизельной фракции в количествах до 40 % от исходного продукта.

Применение метода парового термолиза имеет экологические преимущества в сравнении с известными технологиями пиролиза и сжигания нефтяных отходов, обусловленные подавлением процессов образования стойких органических загрязнителей (диоксины, фурана, бензаприрены и др.), а также экономические преимущества вследствие того, что ценное углеводородное сырье, которое содержится в нефтяных отходах не уничтожается, а извлекается и преобразуется в результате термолиза с улучшением качественных показателей (снижается содержание сернистых соединений, влаги, золы, образуются ценные легкие углеводороды).

## ИЗВЛЕЧЕНИЕ ПЛАТИНОВЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ АФФИНАЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА

**Дубинина И.А.**<sup>(1,2)</sup>, **Исакова В.Г.**<sup>(3)</sup>, **Чурилов Г.Н.**<sup>(1,2,3)</sup>

<sup>(1)</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук,  
ул. Академгородок, 50/38, Красноярск, 660036, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

<sup>(2)</sup>Сибирский федеральный университет,  
просп. Свободный, 79, Красноярск, 660041, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

<sup>(3)</sup>Красноярский государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева,  
ул. Ады Лебедевой, 89, Красноярск, 660049, Россия, [churilov@iph.krasn.ru](mailto:churilov@iph.krasn.ru)

Высокая стоимость и ограниченные природные запасы платины и палладия обуславливают необходимость переработки технологических растворов аффинажного и других производств с целью концентрирования и последующего использования платиновых металлов. Одним из наиболее перспективных и экономически выгодных способов извлечения платиновых металлов является сорбционное концентрирование металлов из их хлоридных растворов на углеродных материалах. Способность углеродных материалов извлекать комплексы металлов платиновой группы (МПП) объясняется их высокой удельной поверхностью, а также протеканием на ней ионообменных, донорно-акцепторных и окислительно-восстановительных реакций.

Углерод в ультрадисперсном состоянии, образующийся в потоке углеродно-гелиевой плазмы при распылении графитовых стержней дуговым методом, обладает уникальными сорбционными свойствами, но не пригоден для использования в технологическом процессе вследствие малого размера частиц. Для решения этой проблемы нами была проведена модификация наночастиц углеродного конденсата азотной кислотой и ацетилацетонатом калия, которая позволила увеличить размер частиц углерода за счет их агрегации, а также увеличить число комплексообразующих функциональных групп на его поверхности.

Для исследования сорбции палладия и платины в качестве сорбентов использовали наночастицы углеродного конденсата, характеризующиеся разной дисперсностью. Конденсаты подвергли модификации окислением ( $\text{HNO}_3$ ,  $\text{K}(\text{асас})$ , олеум,  $\text{O}_3$ ) и импрегнацией спиртовым раствором йода. Сорбцию проводили в статических и динамических условиях, варьируя кислотность и время контакта фаз. Концентрацию благородных металлов в растворе до и после сорбции

определяли спектрофотометрически по собственному поглощению хлоридных комплексов платиновых металлов в УФ-области. Методам потенциметрического титрования по Бёму изучен функциональный состав поверхности сорбентов до и после модификации, определена статическая обменная емкость по  $\text{NaOH}$ .

В результате исследований установлено, что использование углеродных наноматериалов в качестве сорбентов позволяет осуществлять сорбцию количественно и получать коллективный концентрат МПП. Установлено, что окисление наночастиц углеродных конденсатов вне зависимости от их состава увеличивает сорбционную емкость по платиновым металлам. Сорбция платины в виде  $\text{H}_2[\text{PtCl}_6]$  на углеродных конденсатах сопровождается восстановлением  $\text{Pt(IV)}$  до  $\text{Pt(II)}$  на поверхности сорбента. Кроме того, сорбция платины на фуллеренсодержащем конденсате, модифицированном  $\text{HNO}_3$  сопровождается восстановлением  $\text{Pt(IV)}$  до  $\text{Pt(II)}$  в растворе.

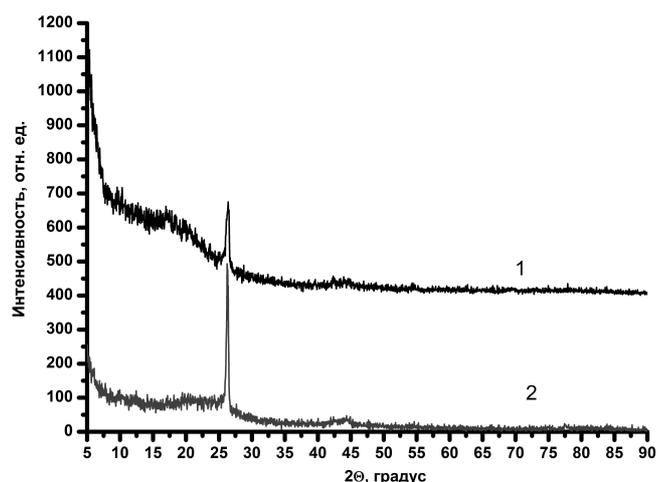


Рис. 1 – Рентгенограммы образцов углеродного конденсата до (1) и после обработки (2) азотной кислотой.

## МНОГОКАНАЛЬНАЯ ЭКСТРУЗИЯ МАГНИЕВОЙ СТРУЖКИ

**Сынков Ю.С., Сынков А.С., Кулагин Р.Ю., Бейгельзимер Я.Е.**

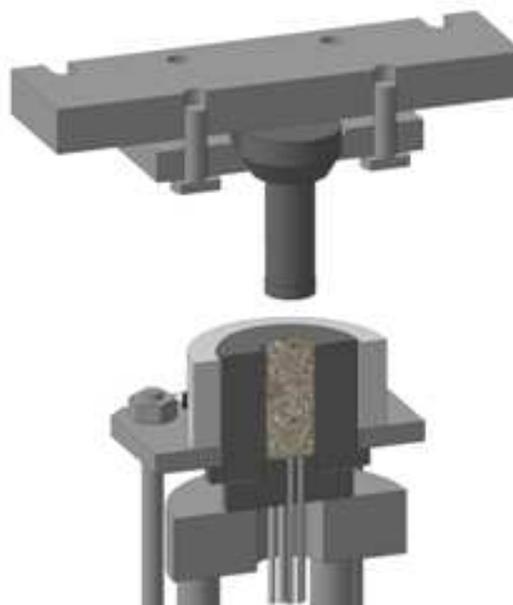
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,  
ул. Р.Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина, [yurasynkov@mail.ru](mailto:yurasynkov@mail.ru)

Весомую роль в металлургической промышленности выполняет магний, используемый в качестве реагента. Уникальные свойства магния позволяют применять его в различных направлениях металлургии. В настоящее время магний признан лучшим десульфуратором в процессах внепечной обработки чугуна благодаря минимальному расходу. В операциях производства некоторых цветных металлов, например титана, магний выступает в роли восстановителя. Также магний широко применяется как легирующий элемент.

В связи с высокой потребностью магния целесообразным является развитие процессов вторичного использования отходов производства, к которым относятся магниевая стружка [1]. По причине легкой воспламеняемости ниже температур, требуемых для проведения металлургических реакций, данный материал не может быть использован непосредственно в виде стружки. По той же причине проблему представляет осуществление процесса переплава с целью придания стружечному материалу необходимой для металлургических операций формы. Подходящим методом формообразования магниевой стружки является экструзия, процесс которой может быть реализован при относительно низкой температуре.

Метод экструзии состоит в продавливании металла через один или несколько каналов матрицы. При экструзии некомпактного материала такого, как магниевая стружка происходит его уплотнение (рис.1). Матрицы с несколькими каналами применяют при прессовании профилей сложной формы, что обеспечивает более равномерную деформацию металла, а также для повышения производительности процесса. В настоящей работе рассмотрена экструзия магниевой стружки с применением многоканальной матрицы.

Особенность многоканальной экструзии заключается в разделении прессуемого металла на отдельные потоки, соответствующие каждому каналу матрицы, что вызывает дополнительные деформации, нарушающие осевую симметрию деформаций и напряжений [2].



**Рис.1** Схема экструзии магниевой стружки.

Такая неравномерность влечет за собой разницу между скоростями отдельных потоков и, как следствие, разную длину заготовок. Для выравнивания истечения металла необходимо соблюсти равенство объемов пластических зон, питающих каждый канал матрицы, что все равно не гарантирует равенство скоростей в каналах, расположенных на разном расстоянии от центра матрицы, из-за сил контактного трения и неравномерности температуры. При прессовании некомпактного материала данная задача усугубляется высокой пористостью и неравномерным уплотнением объема заготовки.

Вышеизложенная проблема рассмотрена в представленной работе, основанной на экспериментальном исследовании процесса многоканальной экструзии магниевой стружки.

### Список литературы

1. Сынков А.С., Бейгельзимер Я.Е. Компактирование магниевой стружки методом комбинированной экструзии // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. Тематич. зб. наук. пр.-Краматорск, 2006.- С. 372-374.
2. Перлин И. Л. Теория прессования металлов. – М.: Металлургия, 1964. – 344 с.

## ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОЙ СМАЗКИ В МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ СИЛУМИНА НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНТАКТНЫХ ПАР ПОЛИГРАФИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

**Роик Т.А., Киричок П.А., Гавриш А.П., Вицюк Ю.Ю., Дорфман И.Е.**

Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт",  
ул. Янгеля, 1/37, Киев, 03056, Украина, [roik2011@gmail.com](mailto:roik2011@gmail.com)

Требования к фрикционным парам полиграфического оборудования, работающим в условиях интенсивного износа в узлах трения, постоянно возрастают. Это касается и некоторых деталей трущихся пар на основе алюминия, работающих в узлах трения полиграфических машин при нагрузках (2–4) МПа скоростях скольжения (1 – 3) м/с в агрессивной среде (воздух). Такие условия характерны для различных модификаций трехножевых режущих машин и фальцаппаратов, таких как WOHLENBERG Trim-tec 560, WOHLENBERG Trim-tec 607, фальцаппарата HEIDELBERGIF-50 ST.

Такие контактные пары часто работают с перебоями подачи смазки в периоды запуска, остановки, реверса, периоды пуска в эксплуатацию.

Поэтому повышение триботехнических свойств контактных пар полиграфических машин, способных работать в режиме самосмазывания, является актуальной задачей.

Объектами исследования были новые композиционные антифрикционные материалы на основе шлифовальных отходов силумина АК12ММгНс добавками твердой смазки MoS<sub>2</sub> (9,0 – 12,0 мас.%), предназначенные для работы в контактных парах полиграфических трехножевых режущих машин и фальцаппаратов.

Новые антифрикционные детали были изготовлены методом порошковой металлургии с использованием разработанных технологических параметров.

Триботехнические испытания проводили на машине трения ВМТ– 1 при скорости скольжения V=1,0 – 3,0 м/с нагрузке P = 2,5 – 4 МПа в паре с контртелом из стали 45 (HRC = 45–48) в режиме самосмазывания.

Результаты испытаний приведены в табл. 1, 2, где:

- 1 – композиционный материал на основе шлифовальных отходов АК12ММгН+9% MoS<sub>2</sub>,
- 2 – композиционный материал на основе шлифовальных отходов АК12ММгН+10% MoS<sub>2</sub>,
- 3 – композиционный материал на основе шлифовальных отходов АК12ММгН+12% MoS<sub>2</sub>,
- 4 – композиционный материал на основе шлифовальных отходов АК12ММгН без твердой смазки.

Таблица 1  
**Триботехнические характеристики новых композиционных антифрикционных материалов на основе шлифовальных отходов силумина АК12ММгНс твердой смазкой MoS<sub>2</sub>**

№	Предел-допуст. нагрузка, МПа	Коэффициент трения (f), интенсив. изнашивания и (I), мкм/км, при P = 4 МПа		Предел-допуст. скор. скольж., м/с
		f	I	
1	4,0	0,12	12,68	3,0
2	4,0	0,11	12,66	3,0
3	4,0	0,13	12,69	3,0
4	2,5	0,39-0,42	48,43	1,0

Триботехнические испытания показали, что добавки твердой смазки позволяют увеличивать нагрузки и скорости скольжения пары трения при стабильно высоких триботехнических свойствах в контактных парах полиграфических трехножевых режущих машин и фальцаппаратах.

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ВОДОПАРОВОЕ ОКИСЛЕНИЕ ОТХОДОВ ВОЛЬФРАМА ПРИ КОНЦЕНТРИРОВАННОМ ЛУЧИСТОМ НАГРЕВЕ

**Пасичный В.В., Рогозинский А.А., Рогозинская А.А., Зенков В.С., Остапенко С.А.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [pasich2008@meta.ua](mailto:pasich2008@meta.ua)

Цель данной работы — изучение особенностей водопарового окисления отходов, содержащих вольфрам, как элемента процесса получения водорода при нагреве солнечной энергией. Были проведены эксперименты с использованием оптической печи УРАН-1, как источника концентрированного излучения.

В качестве образца для исследования была выбрана путанка вольфрамовой проволоки  $\phi$  80 мкм — элемента вольфрамовой ткани. Вес образцов, приготовленных в виде намотки  $\phi$  10 и длиной 20 мм, составлял около 4 г.

Эксперимент заключался в следующем.

Взвешенный образец размещали в шарообразном кварцевом реакторе таким образом, чтобы при включении дуговой лампы и открывании защитных створок он оказывался в фокальной зоне зеркального концентратора. Парообразователь выдерживался в состоянии кипения под давлением пара от 0,2 до 0,4 МПа. Для очистки реактора от воздуха в него предварительно заливали небольшое количество воды (около 20 мл). По завершении подготовительных операций включали дуговую лампу на минимальный режим, открывали защитные створки и выдерживали режим испарения воды из реактора, одновременно фиксируя время и температуру в зоне нахождения образца. Через 2,5–3 мин начиналось резкое повышение температуры, что свидетельствовало о приближении полного испарения воды. Температура довольно быстро достигала 800 °С, затем — 900 °С и периодически — 1000 °С. При достижении этого режима начинали импульсный выпуск пара. Длительность импульса была равна примерно 5 с, что приводило к падению температуры в зоне образца до 800 °С и постепенному повышению ее на протяжении 1 мин до  $900 \pm 20$  °С. Интервал между выпуском пара составлял 2–3 мин. В таком режиме контрольный образец выдерживали 20 мин при общей продолжительности контрольного эксперимента 30 мин. Последние 7–8 мин наблюдалось

снижение температуры с колебанием ее в диапазоне 790–825 °С. Причиной этого могло быть затемнение внутренней поверхности реактора продуктами конденсации оксидов. Осмотр реактора показал наличие в нем двух основных фаз: недоокисленных рыхлых остатков проволоки и конденсата, осевшего на внутренней поверхности. Для подтверждения факта и степени окисления вольфрама было выполнено рентгенофазовый анализ этих фаз. Были получены следующие результаты:

а) Продуктом разрушения W-проволоки является смесь фаз (в порядке убывания количества каждой фазы): 1)  $WO_3$  — моноклинные решётки,  $C_{2h}^5$  сингония,  $a = 7,285$ ;  $b = 7,517$ ;  $c = 3,875$  А;  $c/a = 0,5102$ ;  $b/a = 0,9691$ ;  $\beta = 90^\circ 10'$ ; 2)  $W_4O_{11}$  ( $WO_{2,75}$ ) - тетрагональные решётки,  $a = 7,56$ ;  $c = 3,74$  А,  $c/a = 0,495$ ;

3)  $W_{18}O_{49}$  ( $WO_{2,72}$ ) - моноклинные решётки,  $a = 18,33$  А;  $b = 3,786$  А;  $c = 14,044$  А;  $\beta = 115,2^\circ$ ; 4)  $WO_2$  - тетрагональные решётки,  $D_{4h}^{14}$  сингония,  $a = 4,86$ ;  $c = 2,77$  А;  $c/a = 0,569$ ; 5)  $W_3O$  - кубические решётки,  $a = 5,04$  А

(присутствие небольшое).

б) Конденсат с поверхности реактора состоит из трех фаз: 1)  $WO_3$  — очень сильная четкая фаза, основная в данном веществе, с идеальным совпадением с литературными данными по этой фазе 2)  $W_{18}O_{49}$  ( $WO_{2,72}$ ) — небольшое количество, некоторые линии накладываются на линии  $WO_3$ , усиливая их;

3) Аморфная фаза.

Взвешивание образца и всех продуктов термического превращения показало суммарный прирост массы 5,36%, из которых 1,68% — прирост за счёт конденсата, снятого со стенок реактора.

Таким образом, в условиях проведенных экспериментов получены характеристики водопарового окисления вольфрамовой проволоки, подтвержденные результатами рентгенофазового анализа.

## ОБ УТИЛИЗАЦИИ ОТХОДОВ ВОЛЬФРАМА С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТАЛЛОПАРОВОГО ОКИСЛИТЕЛЬНОГО ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА

**Зенков В.С., Пасичный В.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: pasich2008@meta.ua

Получены кинетические данные процесса утилизации отходов вольфрама из отработанных изделий при использовании парогазовой конверсии воды с образованием водорода. Для изучения взаимодействия в системе твёрдое тело – газ, в интервале температур от 20 до 1100 °С, применялся микровесовой метод с автоматическим режимом фиксирования изменения массы окисляемого в парах воды образца металла. Сравнительные окислительные процессы вольфрамового материала проводились в потоке  $N_2$ , насыщенного при температуре 30 °С ( $P_{H_2O}=4,325$  кПа) парами воды. Выбранные результаты экспериментов приведены на рис.1.

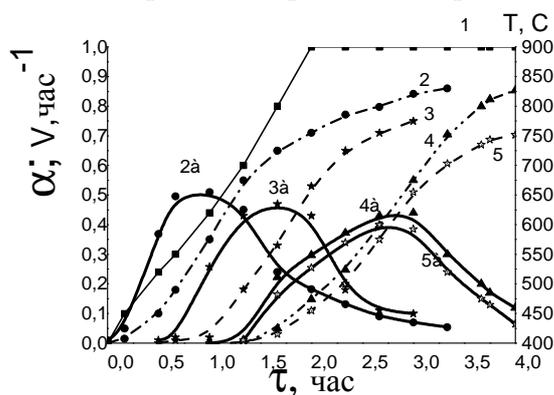


Рис. 1. Зависимость от времени степени окисления парами воды ( $\alpha$ ) и скорости преобразования порошка вольфрама, образцов проволоки вольфрама различного диаметра в неизотермическом режиме: 1 – изменение температуры во времени; 2, 2а – окисление порошка вольфрама и скорость процесса, соответственно; 3, 3а – проволоки  $\phi$  0,057; 4, 4а –  $\phi$  0,1 мм; 5, 5а –  $\phi$  0,3 мм.

Кинетические показатели окислительного процесса зависят от размера образца. Наблюдалось увеличение порога начала реакции по мере увеличения размера образца. Период достижения максимальной скорости окислительного процесса в температурно-временных параметрах также зависит от

размера окисляемого объекта. По мере увеличения степени окисления наблюдались морфологические изменения материала, представленные на рис. 2.



Рис. 2. Картина преобразования проволоки вольфрама  $\phi$  0,1 мм в процессе окисления её в парах воды: а – исходное состояние проволоки; б – вид окисленной проволоки при  $\alpha$  близкой 85%; в – вид после искусственного измельчения проволоки при  $\alpha$  близкой к 85%; г – вид окисленной проволоки при суммарной объемной степени окисления ( $\alpha$ ) близкой 95%.

Наблюдалось последовательное преобразование металла через ряд оксидов. На фоне темных оксидов низкой степени окисления проявляется образование участков лимонно желтого цвета, т.е. участков образования  $WO_3$ , подтверждающее последовательность преобразования оксидных фаз в интервале от  $WO_2$  до  $WO_3$  по сечению окисляемого образца крупногабаритных частиц. Наблюдается разрушение компактного исходного образца металлического вольфрама в связи с кристаллографическим несоответствием образующихся фаз. Преобразование отходов вольфрама в порошкообразную оксидную фазу позволяет использованием её в редокс циклах получения водорода или в процессах восстановления и изготовления вольфрамовых изделий.

Таким образом, экспериментально изучена кинетика окислительных процессов различных образцов металлического вольфрама в парах воды с целью утилизации отходов ценного металла при одновременном получении водорода.

## ГИДРОТЕРМАЛЬНО ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫЙ ОБЛИЦОВОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ ИЗ ОТХОДОВ УСТРИЧНЫХ РАКОВИН

Кораблев Д.С., Копань А.Р.<sup>(1)</sup>, Кораблева И.Р., Ишида Х., Иоку К., Кораблев С.Ф.<sup>(1)</sup>

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,

ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: sergiy2@yahoo.com

Тохоку Университет, Аоба 6-6-11, Сендай, Япония, e-mail: funejima@yahoo.com

В настоящее время накопление отходов устричного производства (ОУП) является серьезной экологической и экономической проблемой прибрежных регионов.

Традиционными способами для переработки ОУП являются: добавление молотых раковин в корм для птиц и изготовление химических удобрений, но обе технологии имеют ограниченное использование, не более 10–15%. В последнее время были разработаны новые применения, например, замена гравия в бетоне или термическое разложение  $\text{CaCO}_3$  до  $\text{CaO}$  порошка. Тем не менее, с учетом всех известных способов общая утилизация ОУП не покрывает их накопление даже наполовину.

Известно, что не существует никаких путей для консолидации порошка  $\text{CaCO}_3$  традиционным способом порошковой металлургии вследствие разложения самого минерала. Однако, твердые тела из порошка  $\text{CaCO}_3$  были получены путем гидротермального горячего прессования (ГПП) [1], используя в качестве активатора органические красители, морскую воду, смесь дистиллированной воды и уксусной кислоты, смесь хитозана и уксусной кислоты или 10М NaOH при умеренном нагреве в диапазоне 150–300 °С.

Целью данной работы является преобразование ОУП в полезные и экономически жизнеспособные продукты с помощью экологически чистой и энергетически низко затратной технологии ГПП.

Исходные порошки для ГПП были приготовлены из целых раковин путем измельчения в шаровой мельнице. Величину удельной площади поверхности полученных порошков измеряли методом БЭТ, а морфологию поверхности изучали методом SEM. Полученные результаты были использованы для определения оптимальных режимов измельчения. Рентгеновский фазовый анализ показал, что порошки, полученные после размола устричных раковин, представляют собой чистый кальцит. Изучение прессуемости полученных порошков показало,

что максимальная плотность прессованного тела соответствует порошку с удельной поверхностью 11,34 м<sup>2</sup>/г. Несколько добавок было использовано при консолидации порошков из ОУП. Оказалось, что наибольший эффект на плотность полученного продукта оказывает добавка раствора ракушечных протеинов, выделенных из нетронутых раковин. Результаты хромато-масс-спектрометрического анализа раствора экстрагированных устричных протеинов показали присутствие в спектре дибутилфталата, который является эффективным пластификатором, применяемым в системах формования керамических материалов, использующих как воду, так и органические растворители [2].

Процесс гидротермального горячего прессования проводили при давлении 30 МПа, которое поддерживалось автоматически при нагреве и выдержке, даже при 300 °С, когда на процесс усадки накладывался также процесс вытекания тефлонового уплотнения.

Полученные образцы были подвергнуты трем видам испытаний. Были определены их предел прочности при сжатии, предел прочности при растяжении в условиях не прямых измерений, а также была оценена их твердость по сравнению с образцами мрамора.

Так как процесс ГПП может быть легко совмещен с окрашиванием [3], а величины прочности на сжатие и растяжение ГПП продукта (226 и 14,7 МПа) значительно превышают соответствующие значения для образцов сравнения из мрамора (63 и 7,9 МПа), то полученный материал может быть использован в строительстве, например, для изготовления облицовочных плит.

[1] N. Yamasaki, T. Weiping, J. of Mat. Sci. Let. 12 (1993) 516-519.

[2] Bengisu M. Engineering Ceramics: Springer, 2001. – 620 p.

[3] N. Yamasaki, L. Fei, S. Shimomoto, Q. Chen Mat. Res. Innovat. – 1998. – 2. – P. 45–48.

## ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В РАСТВОРАХ ФОСФОРНОЙ КИСЛОТЫ

Габ А.И.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б., Куровский В.Я.<sup>(2)</sup>, Сушинский Н.М., Малышев В.В.

Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев 03142, Украина, [victor\\_malyshev@mail.ru](mailto:victor_malyshev@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»  
пр. Перемоги 37, Киев 03056, Украина

<sup>(2)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина

Для изучения анодного растворения электродов из сплава WC-Co, металлического кобальта и карбида вольфрама WC использовали трехэлектродную систему. Рабочим электролитом служил 1,25М раствор фосфорной кислоты H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>. Электроды твердого сплава представляли собой штабики WC-6%Co (ВК-6).

Значение стационарного потенциала электрода из ВК-6 составляет -0,32-0,34В и находится между значениями стационарных потенциалов своих компонентов: кобальта (-0,55-0,57В) и карбида вольфрама (-0,09-0,11В). На поляризационных кривых электрода из ВК-6 отчетливо наблюдается три участка. На первом (-0,30-0,05В) значения логарифма плотности тока увеличиваются линейно с ростом потенциала. При значениях потенциала -0,02В ток резко падает и остается практически постоянным, пока потенциал не возрастает до 0,70В.

Анодное растворение штабиков ВК-6 осуществляли в потенциостатическом режиме при значениях потенциала -0,25-0,05В, соответствующих первому участку потенциостатической кривой. При этом ток медленно уменьшается во времени (обычно в течении 10-12 час.), а затем практически не изменяется. На шлифе поперечного сечения штабика ВК-6, подвергшегося анодному растворению, визуально можно выделить две зоны. Наблюдаемая граница разделяет основу, не подвергшуюся растворению, от частично растворенного слоя. Согласно результатам рентгенофазового анализа, подвергшийся растворению слой состоит из фазы WC.

Анализ растворов после анодного растворения сплавов и результаты металлографического, рентгенофазового и микрорентгеноспектрального анализов позволяют утверждать, что на первом участке поляризационной кривой селективно растворяется фаза Co-W, оставляя в штабике зерна WC. Процесс растворения при этом можно представить в виде выражений:

$$\text{Co} \rightarrow \text{Co}^{2+} + 2\text{e} \quad (E^0 \approx -0.59\text{В}) \quad (1)$$


Содержание вольфрама в совместной массе растворенных металлов составляет 11,3-14,2%, что соответствует данным его растворимости в металлическом кобальте. Следует также отметить, что основная часть анодного тока отвечает растворению кобальта. Поэтому и поляризационные кривые на электродах из ВК-6 и кобальта похожи как по внешнему виду, так и количественно.

Совместное растворение кобальта и вольфрама заметно ускоряется с ростом потенциала. При достижении его значения -0,02В ток резко падает и по величине составляет 15-20% от максимального значения. Пассивационная пленка согласно данным рентгенофазового анализа в основном состоит из оксида вольфрама WO<sub>3</sub> и фосфата кобальта. При дальнейшем повышении потенциала ток начинает медленно расти и при достижении его значения 0,7В резко возрастает. Это связано со значительным возрастанием вклада реакции

$$\text{WC} + 6\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{WO}_4^{2-} + \text{CO}_2 + 12\text{H}^+ + 10\text{e} \quad (E^0 \approx 0.02\text{В}) \quad (3)$$

в анодный процесс при потенциалах положительнее ее обратимого потенциала. В этом случае практически весь растворимый вольфрам за исключением небольшого количества, полученного по реакции (2) и рассчитанного по данным растворения кобальта, образуется в результате реакции (3). Это подтверждают данные по вкладам парциальных реакций в общий анодный процесс.

Селективное растворение фазы Co-W может быть применено для переработки лома твердых сплавов. При этом желательно, чтобы отделение кобальта от карбида осуществлялось при как можно меньшем расходе энергии. После растворения фазы Co-W остаток карбида вольфрама после измельчения повторно пригоден к использованию в производстве твердосплавного инструмента.



**СЕКЦИЯ Н.  
ТРАНСФЕР ТЕХНОЛОГИЙ –  
КАТАЛИЗАТОР  
ИННОВАЦИОННОГО  
РАЗВИТИЯ ОБЩЕСТВА.**



## КОМЕРЦИАЛИЗАЦИЯ ОБЪЕКТОВ ПРАВА ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ И ТРАНСФЕР ТЕХНОЛОГИЙ В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ В НАН УКРАЇНИ

Косско Т.Г.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
3, Кржижановского, Киев, 03142, Украина, [patent@ipms.kiev.ua](mailto:patent@ipms.kiev.ua)

В докладе рассмотрены вопросы связанные с передачей технологий и продажей лицензий на запатентованные изобретения, полезные модели, а также на ноу-хау. Проведен анализ практики заключения договоров на передачу результатов научных разработок, которые сделаны в Институте проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, а также в институтах Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины.

В настоящее время происходит увеличение как количества, так и значимости контрактов, договоров на продажу лицензий и ноу-хау. Только за последний 2013 год их было заключено 72 организациями НАН Украины.

Обращено внимание на требование действующего законодательства касательно охраны объектов права интеллектуальной собственности (ОПИС) [1].

Рассмотрены также:

1. Условия составления лицензионных соглашений, которые регулирует Закон Украины Про государственное регулирование деятельности в сфере трансфера технологий [2].

2. Типы договоров про трансфер технологий (про поставку промышленной технологи, технико-промышленной кооперации, про предоставление технических услуг, инжиниринга, про создание совместных предприятий).

Рассмотрено Положение про использование объектов права интеллектуальной собственности в НАН Украины [3]. Затронуты следующие вопросы:

– организация деятельности по созданию охраны ОПИС в институтах НАН Украины;

– охрана интеллектуальной собственности при выполнении договорной тематики за счет бюджетных средств;

– создание служебных ОПИС (договора, которые заключаются при создании ОПИС авторами в рамках договоров НАН Украины, по которым финансируются НИОКР, в рамках их служебных обязанностей, которые учитывают трудовые отношения работника (автора) и организации);

– использование ОПИС.

3. Этапы передачи технологий [4]

Предложены некоторые рекомендации по усовершенствованию и регулированию трансфера технологий.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Цивільний кодекс України. Книга четверта «Право інтелектуальної власності», № 43-IV. Відомості Верховної Ради України, 2003.- № 40-44 .- ст. 356.

2. Закон України «Про державне регулювання діяльності у сфері трансферу технологій» від 14.09.2006 №143-V (зміни до закону № 5460-V1 від 16.10.2012).

3. Положення про використання об'єктів права інтелектуальної власності в НАН України. Додаток № 2 до розпорядження Президії НАН України від 16.01.2008 № 15

4. Ю.М. Капица. Основные этапы передачи технологий. Передача технологий: заключение договоров и маркетинг. Материалы международного семинара. – К.: Академперіодика, 2002. – С. 46–56.



***АВТОРСКИЙ  
УКАЗАТЕЛЬ.***



<b>А</b>		Гавриш А.П.	159
Абраимов В.В.	143	Галий О.З.	76
Акопян Н.А.	24	Гальчук Т.Н.	150, 151
Александрова Л.И.	108	Гарибашвили В.И.	89
Андриевская Е.Р.	49	Гетьман О.И.	120
Арутюнян В.В.	24	Гигинейшвили А.В.	153
Астахов Е.А.	105	Глущенко Г.А.	67
Ахвердян Э.А.	24	Гнеденков С.В.	65, 66, 98, 100
<b>Б</b>		Головатая Н.В.	41, 43
Баглюк Г.А.	70, 135	Гончар А.Г.	121
Базалий Г.А.	101	Гончарук А.А.	47
Басюк Т.В.	108, 109	Гончарук Д.А.	135
Безверхий И.В.	129	Горбань В.Ф.	115
Бездорожев А.В.	70	Горбачук Н.П.	124
Безымянный Ю.Г.	128	Горгадзе К.М.	153
Бейгельзимер Я.Е.	158	Гордиенко П.С.	110
Березуцкий В.В.	125, 126	Градов А.С.	156
Бесов А.В.	118	Гребенок Т.П.	133
Бобырь С.В.	30	Гречанюк В.Г.	83
Божко Т.Е.	150	Гречанюк Н.И.	119
Борисов Ю.С.	105	Григорьев О.Н.	111, 112, 133, 145
Борисова А.Л.	105	Григорян Н.Е.	24
Боровик А.В.	32	Гринкевич К.Э.	127
Боровик Д.В.	32	Гулиева Н.М.	52
Бошицкая Н.В.	78, 79	Гусарова И.А.	29
Бродниковский Н.П.	33, 129	Гусев В.В.	29
Бурмак А.П.	95	<b>Д</b>	
Бякова А.В.	88	Девин Л.	108
<b>В</b>		Девицкий А.А.	97
Валеев И.Ш.	61	Дегтярев В.И.	69
Валеева А.Х.	61	Демидик А.Н.	74
Валеева И.К.	134	Демченко В.Л.	84
Варюхин В.Н.	106	Деревянко А.В.	135
Васильковская М.А.	116	Деревянко И.И.	144
Васянович Н.А.	56	Дж. Шустер	79
Вицюк Ю.Ю.	159	Джандиери Г.В.	154
Власов А.А.	88	Дмитриева Г.П.	85
Внукова Н.Г.	99	Дмитрик В.В.	25
Волошко С.М.	95	Долгов Н.А.	118
Воскобойник И.В.	132	Дорошкевич А.С.	104
Вялый И.Е.	66	Дорфман И.Е.	159
<b>Г</b>		Дуб С.Н.	108
Габ А.И.	77, 79, 163	Дубинина И.А.	99, 157
Габ И.И.	117	Дубовик Т.В.	133
Габуня Д.Л.	89	Дубчак С.Ю.	116
Гавалек В.	109	Дуда Т.М.	97
		Дуров А.В.	48, 71

<b>Е</b>		Квасницкая Ю.Г.	122
Евлаш С.И.	74	Кёниг-Эттель Н.Б.	127
Егоркин В.С.	65, 66	Кильдий А.И.	105
Емельянова В.С.	155	Киричок П.А.	159
Епифанцева Т.А.	130	Клишин А.Ф.	139
Ерицян Г.Н.	24	Коваль А.Ю.	130
<b>Ж</b>		Ковалюк З.Д.	45
Жевтун И.Г.	110	Ковыляев В.В.	108
Жеманюк П.Д.	69	Козионов С.А.	44
Жигоцкий А.Г.	72	Козырев А.В.	108
Жилинский О.В.	31	Козырев А.В.	109
Журавлев В.С.	73	Колоненко А.Л.	67, 99
Журавский Г.И.	156	Константинова Т.Е.	104
<b>З</b>		Копань А.Р.	124, 162
Загорный М.Н.	72	Кораблев Д.С.	162
Зайцева И.Н.	97	Кораблев С.Ф.	162
Зарицкий И.П.	143	Кораблева И.Р.	162
Захарченко И.В.	121	Коржова Н.П.	132
Зеленяк Т.Ю.	104	Корниенко О.А.	49
Зенков В.С.	160, 161	Коровушкин В.В.	68
Зинченко В.Ф.	96	Косенчук Т.А.	97
Зубець Ю.Е.	129	Косско Т.Г.	167
Зубкова В.Т.	69	Костенко А.Д.	122
Зуева Т.Н.	86	Костюк Б.Д.	117
Зыкова Е.В.	129	Котенко В.А.	133
<b>И</b>		Котова Н.В.	41, 42, 43
Иваненко К.Н.	149	Кошлак А.В.	53
Иванов М.И.	43, 125, 126	Кравченко А.И.	87
Иванова И.И.	74	Крапивка Н.А.	33, 113, 115, 129,
Иванчук А.А.	72	Красовская Н.А.	75
Ивасишин А.Д.	108	Красовский В.П.	75
Ивченко В.И.	116	Кришталенко Е.Н.	90
Ильницкая Г.Д.	97, 101	Крохмаль С.А.	86
Имшинецкий И.М.	98	Крылова Н.А.	74, 120
Иоку К.	162	Кудин В.Г.	136
Исакова В.Г.	157	Кузнецова Т.Л.	33
Истомина Т.И.	135	Кулагин Р.Ю.	158
Ишида Х.	162	Куликов Л.М.	127
<b>К</b>		Куратченко А.Б.	69
Кабиош Т.	108	Курган Н.А.	103
Каленик А.А.	36	Курилов А.Г.	90, 91
Калиниченко А.И.	44	Курилов Г.В.	90, 91
Карбовский В.Л.	102	Куркова Д.И.	117
Карвацкий А.Я.	40	Куровский В.Я.	77, 163
Карпец М.В.	48, 74, 108, 113, 115, 116	Кущевская Н.Ф.	78

<b>Л</b>		<b>Н</b>	
Лавриненко В.И.	97	Набахтиани Г.Н.	153
Лазарев Т.В.	40	Надараиа К.В.	100
Лакиза С.Н.	124	Найдич Ю.В.	48, 71, 75, 117
Лактюшин А.Н.	31	Нарва В.К.	54
Лактюшина Т.В.	31	Наумов И.С.	64
Лашнева В.В.	122, 123	Недайборщ С.Д.	93
Левченко Г.В.	30	Нейма А.В.	123
Легкая Т.Н.	132	Нефедьева Е.Е.	30
Лелека С.В.	40	Нешпор И.П.	111, 112, 145
Лившиц М.Ю.	152		
Линник А.И.	106	<b>О</b>	
Лотоцкая В.А.	143	Огородников В.В.	38
Лошак М.Г.	108	Одокиенко И.И.	127
Лучка Н.В.	25	Олейник Н.А.	101
Лысов В.И.	36, 37	Оноприенко Е.В.	83
Людвинская Т.А.	145	Орышич И.В.	33, 129
Люшинский А.В.	62, 63	Осадчий А. А.	108
		Осипова И.В.	67, 99
<b>М</b>		Остапенко С.А.	160
Магунов И.Р.	96	Осташ О.П.	108
Мазур О.С.	96		
Макаренко Е.С.	113	<b>П</b>	
Максюта И.И.	122, 123	Павленко А.М.	53
Малка А.Н.	132	Панасюк А.Д.	111, 112
Малышев В.В.	77, 78, 79, 163	Панашенко В.М.	145
Мамонова А.А.	70	Паничкина В.В.	120
Манько Т.А.	29	Пасечный О.О.	97
Маранц А.В.	54	Пасичный В.В.	111, 112, 160, 161
Мartiнов О.Г.	156	Паустовский А.В.	121
Мартюхин И.Д.	130	Перепёлкин С.С.	44
Маттиас Херманн	80	Петасюк Г.А.	101
Машталеяр Д.В.	65, 66, 98, 100	Петухов А.С.	80
Мельников Ю.В.	69	Плюта В.Л.	30
Мельникова Е.И.	67, 99	Подгурская В.Я.	108
Минаев А.Н.	100	Подрезов Ю.Н.	132
Минакова Р.В.	119	Подсосонный В.И.	72
Минтянский И.В.	45	Подыман А.С.	79
Мириджанашвили З.М.	89	Полторацкая А.В.	104
Михнян Е.В.	122, 123	Поляков И.А.	92
Мозговая О.В.	96	Потапов А.М.	29
Мосина Т.В.	111, 112, 114	Прихна Т.А.	107, 108, 109
Мохненко М.И.	106	Прудников А.М.	106
Мощиль В.Е.	107, 108	Пугачевская Е.П.	146
Мощиль Е.В.	109	Пулинец И.В.	40
Мурзин Л.М.	38	Пятачук С.Г.	135
Мухитова Д.Ж.	155		
Мылтыкбаева Ж.К.	155		
Мысливченко А.Н.	113		

Р		Сынков Ю.С.	158
Рагуля А.В.	72, 80		
Райченко А.И.	135	Т	
Рапава А.В.	154	Талаш В.Н.	114
Рогозинская А.А.	133, 160	Тельников Е.Я.	121
Рогозинский А.А.	160	Тимофеева И.И.	116
РоикТ.А.	159	Тихий В.Г.	29
Рокицкая Е.А.	115	Тихонова И.Б.	70
Романко Л.А.	97	Тищенко Я.С.	124
Романко П.М.	132	Ткач В.В.	49
Романова Л.А.	136	Ткач В.Н.	97
Руденко Ю.Б.	114	Ткаченко И.В.	127
Рудь Б.М.	121	Третьяк М.С.	139
Рудь В.Д.	52, 150, 151	Трефилов В.А.	64
		Турков О.В.	36, 37
С		У	
Саакян А.А.	24	Уварова И.В.	116
Саакян В.А.	24	Удовик О.А.	140
Савицкий П.И.	45	Удовик О.О.	116
Савяк М.П.	116	Унрод В.И.	84
Саенко Г.В.	36, 37	Усенко Б.О.	53
Сальтевский Г.И.	143	Усенко Н.И.	41, 42, 43
Самелюк А.В.	115	Ускова Н.Н.	77
Самохин А.В.	98		
Самусенко А.А.	144	Ф	
Самчук Л.М.	52	Феденко В.И.	39
Сапрыкина А.В.	104	Фёдорова Е.С.	62, 63
Сахвадзе Д.В.	154	Филатов Ю.Д.	108
Свердун В.Б.	108	Фирстов С.А.	33, 115, 129
Сергиенко Н.В.	109	Фролов Г.А.	29, 112, 140
Сидоренко Т.В.	71		
Сизоненко О.Н.	55, 101	Х	
Синебрюхов С.Л.	65, 66, 98, 100	Харченко Е.В.	94
Синчук А.В.	56	Хобта И.В.	80
Скороход В.В.	120, 130	Хоменко Е.В.	47, 119
Смагина А.В.	68	Хомко Т.В.	76, 146
Смертенко П.С.	121		
Станкевич Ю.А.	139	Ц	
Староверов Б.А.	68	Цагарейшвили О.А.	89
Старостина А.В.	108	Цареградская Т.Л.	36, 37
Старчак В.Г.	149	Цветков Ю.В.	98
Степович М.А.	68	Цебрий Р.И.	113
Стецюк Т.В.	117	Цыбуля С.Д.	149
Стрельницкий В.Е.	44		
Субботин В.И.	133		
Суботенко П.Н.	136		
Судавацова В.С.	125, 126, 136		
Сусеков Е.С.	156		
Сушинский Н.М.	163		
Сынков А.С.	158		

<b>Ч</b>		Шелудько В.Е.	121
Черепова Т.С.	85	Шестаков С.И.	46
Чернега С.М.	92	Шило А.В.	104
Чернявский В.В.	87	Шипко М.Н.	68
Чигринов В.Э.	96	Штерн М.Б.	130
Чудинович О.В.	49	Шуменко В.В.	57, 58, 59, 60
Чупрасов В.В.	139	Шуменко В.Н.	57, 58, 59, 60
Чупров С.С.	76, 146	Шурыгина З.П.	127
Чурилов Г.Н.	67, 99, 157		
Чхартишвили Л.С.	153	<b>Щ</b>	
		Щерецкий А.А.	88
<b>Ш</b>		<b>Э</b>	
Шалаев Р.В.	106	Эистерер М.	107
Шамраева В.С.	101		
Шаповалов А.П.	107	<b>Ю</b>	
Шаранда Н.С.	156	Юркова А.И.	87, 88
Шартье П.	108	Юрченко Ю.В.	49
Шатерник А.В.	107		
Шатохин В.В.	97	<b>Я</b>	
Шахнин Д.Б.	78, 79, 163	Ян Рател	80
Швец В.А.	114		
Шевцов Е.И.	29		
Шевченко М.А.	125, 126, 136		
Шейндлин М.А.	23		

Наукове видання

тези доповідей

міжнародної конференції  
**“ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ:  
СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И БУДУЩЕЕ”**

*російською мовою*

К публикации материалы готовили:

Чернышев Л.И.  
Федорова Н.Е.  
Коваленко Л.А.  
Ткаченко Т.Н.

