

Национальная академия наук Украины (НАНУ)  
Украинское материаловедческое общество им. И.Н.Францевича  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича  
НАН Украины

**ДЕВЯТАЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**

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

Информационные партнеры:



(Украина)

**М  
Е  
Е  
2  
0  
1  
6**

Под патронатом:



Федерация европейских  
материаловедческих обществ



Национальный контактный пункт  
европейской Программы  
«Горизонт -2020»

**ТЕЗИСЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

**Август 2016 года**

**Киев, Украина**

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

**Скороход В. – председатель, Украина, академик НАН Украины**

**Фролов Г. – сопредседатель, Украина, докт. наук**

**Вовченко А. – сопредседатель, Украина, докт. наук**

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

### ЧЛЕНЫ КОМИТЕТА

**Бернер А. – проф.,  
Израиль**

**Коларик В. – проф.,  
Германия**

**Санин А. –, докт. наук,  
Украина**

**Вишняков Л. – докт.  
наук, Украина**

**Константинова Т. –  
докт. наук, Украина**

**Сизоненко О. – докт.наук,  
Украина**

**Гавалек В. – проф.,  
Германия**

**Косторнов А. – акад.  
НАНУ, Украина**

**Смертенко П. –канд.  
наук, Украина**

**Гречанюк Н. –  
докт.наук, Украина**

**Круковский П. – докт.  
наук, Украина**

**Тавадзе Г. – академик  
АНГ, Грузия**

**Гутманас Е. – проф.,  
Израиль**

**Кулу П. –проф.,  
Эстония**

**Тимошенко В. –чл.-кор.  
НАНУ, Украина**

**Дорофеев В. -  
докт.наук, Россия**

**Потапов А. – канд.  
наук, Украина**

**Фирстов С. – акад.  
НАНУ, Украина**

**Залите И. –проф.,  
Латвия**

**Прихна Т. –чл.-кор.  
НАНУ, Украина**

**Фраге Н. –проф., Израиль**

**Зинченко В. – докт.  
наук, Украина**

**Резник С. –докт. наук,  
Россия**

**Шалунов Е. – проф.,  
Россия**

**Иванчев С. –чл.-корр.  
РАН, Россия**

**Румянцев В. – Россия**

**Шафран М. – проф.,  
Польша**

**Кожа Я. –проф.,  
Венгрия**

**Савич В. – канд. наук,  
Республика Беларусь**

**Хамуда Х. – проф., Алжир**

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

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

**Ученый секретарь конференции  
Л.И.Чернышев**

# СОДЕРЖАНИЕ

## Содержание

	Стр.
<b>ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ</b>	<b>18-19</b>
<b>PI 7 ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ ПОРАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ, ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ</b>	<b>18</b>
<b>Дмитрик В.В., Глушко А.В.</b> Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина	
<b>PI 20 МЕТАЛОСКЛЯНІ МАТЕРІАЛИ І ПОКРИТТЯ ЗАХИСНИХ КОНСТРУКЦІЙ СУДЕН І ПЛАВУЧИХ СПОРУД, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ ПЕРЕВЕЗЕННЯ ТА ЗБЕРІГАННЯ РАДІОАКТИВНИХ ВАНТАЖІВ</b>	<b>19</b>
<b>Казимиренко Ю.О.</b> Національний університет кораблебудування ім. адмірала Макарова, Миколаїв, Україна	
<b>СЕКЦИЯ А. ПРИНЦИПЫ КОНСТРУИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</b>	<b>20-25</b>
<b>A19 STRESS AND ADHESION CHARACTERISTICS OF DLC COATINGS DEPOSITED BY DC AND PULSED VACUUM-ARC</b>	<b>20</b>
<b>Zavaleyev V., Walkowicz J., Kalinichenko A.I.<sup>(1)</sup>, Reshetnyak E.N.<sup>(1)</sup>, Strel'nitskij V.E.<sup>(1)</sup></b> Koszalin University of Technology, Koszalin, Poland <sup>(1)</sup> National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology", Kharkov, Ukraine	
<b>A 304 ВЗАМОДЕЙСТВИЕ И СВОЙСТВА ФАЗ В СИСТЕМЕ La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Eu<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 1500 °С</b>	<b>21</b>
<b>Андриевская Е.Р.<sup>(1)</sup>, Корниенко О.А., Крючко А.В., Богатырева Ж.Д.<sup>(2)</sup></b> 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	
<b>A 313 СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВДОСКОНАЛЕННЯ ХІРУРГІЧНИХ ШОВНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ</b>	<b>22</b>
<b>Балацький В.В., Кононко І.В.</b> Институт проблем матеріалознавства ім.І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>А 334 К ПРОБЛЕМЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТИПА МЕХАНИЗМОВ РЕАКЦИЙ МЕХАНОСИНТЕЗА НА ПРИМЕРЕ СИЛИЦИДОВ d-МЕТАЛЛОВ</b>	23
<b>Уварова И.В., Кудь И.В., Грищишина Л.Н., Ерёменко Л.И.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>А 354 ПРИМЕНЕНИЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ ПРИ БУРЕНИИ ТВЁРДЫХ ГОРНЫХ ПОРОД В ОСОБО СЛОЖНЫХ ГЕОЛОГО-ТЕХНИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ</b>	24
<b>Найдич Ю.В., Бугаёв А.А., Уманский В.П.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>А 364 СТРУКТУРА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ</b>	25
<b>Великанова Т.А., Карпец М.В., Осокин Г.А., Заславский А.М.<sup>(1)</sup></b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(1)</sup> Украинский государственный научно-исследовательский институт “Ресурс”, Киев, Украина	
	26-30
<b><i>СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</i></b>	
	26
<b>В 6 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>В 15 МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНТЕГРАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Ce-Cu-Sb</b>	27
<b>Котова Н.В., Усенко Н.И., Головатая Н.В.</b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина	
<b>В 18 ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ РАВНОВЕСИЙ В СИСТЕМЕ C-W-N</b>	28
<b>Бондаренко В.П., Матвейчук А.А.</b> Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	
<b>В 30 МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ ДВОЙНОЙ СИСТЕМЫ Ce-Sb</b>	29
<b>Головатая Н.В., Котова Н.В., Усенко Н.И.</b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина	
<b>В 348 ЭНТАЛЬПИИ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ Sb С 3d - МЕТАЛЛАМИ</b>	30
<b>Пастушенко К.Ю., Судацова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>СЕКЦИЯ С. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</b>	<b>31-50</b>
<b>С 1 СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ ТОНКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ</b> <b>Гарибашвили В.И., Мириджанашвили З.М., Канделаки А.З.</b> Институт металлургии и материаловедения им. Ф.Н.Тавадзе, Тбилиси, Грузия	<b>31</b>
<b>С 14 ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ С ДОБАВКАМИ УГЛЕРОДНЫХ ТРУБОК</b> <b>Пашенко Е.А., Лавриненко В.И., Ткач В.Н., Ильницкая Г.Д., Смоквина В.В., Пасечный О.О., Девицкий А.А., Зайцева И.Н., Тимошенко В.В., Ищенко Е.В.<sup>(1)</sup>, Гайдай С.В.<sup>(1)</sup></b> Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина, <sup>(1)</sup> Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина	<b>32</b>
<b>С 29 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ ДЛЯ КОМПАКТИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ ФАЗ</b> <b>Колодкевич Ю.И., Судник Л.В., Лученок А.Р., Ткачук В.С., Прихна Т.А.<sup>(1)</sup>, Басюк Т.В.<sup>(1)</sup></b> ОХП «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством», Минск, Беларусь <sup>(1)</sup> Институт сверхтвердых материалов им.В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	<b>33</b>
<b>С 300 ІЗОТЕРМІЧНИЙ ПЕРЕРІЗ ДІАГРАМИ СТАНУ СИСТЕМИ <math>Al_2O_3-TiO_2-Gd_2O_3</math> ПРИ 1400 °С</b> <b>Тищенко Я.С., Лакиза С.М., Дудник О.В.</b> Институт проблем матеріалознавства ім.І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	<b>34</b>
<b>С 315 ЭНДОПРОТЕЗ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА С ПОКРЫТИЕМ</b> <b>Лашнева В.В., Дубок В.А., Шинкарук А.В., Ключ Н.И.<sup>(1)</sup>, Темченко В.П.<sup>(1)</sup></b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева, Киев, Украина	<b>35</b>
<b>С 318 ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-СТЕКЛЯННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ</b> <b>Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А., Максимова Г.А., Молчановская Г.М.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>36</b>
<b>С 319 УСТРОЙСТВО ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВОЗДУШНО- ТОПЛИВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ <math>ZrV_2</math> ДЛЯ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ</b> <b>Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Фролов Г.А., Бучаков С.В., Удовик О.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>37</b>

- С 322 НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ  $Mo_2C$  И  $W_2C$ :  
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА,  
ГЕТЕРОЭПИТАКСИЯ В ПРОЦЕССЕ НУКЛЕАЦИИ ФАЗ  $Mo_2C$  И  $W_2C$  ИЗ  
РАСПЛАВОВ** 38
- Стецюк Т.В., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(3)</sup>**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН  
Украины, Киев, Украина  
<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский  
политехнический институт», Киев, Украина  
<sup>(3)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Марсель Cedex 13, Франция
- С 323 НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ  $Mo_2C$  И  $W_2C$ :  
ПЕРЕНАПРЯЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МАТЕРИАЛЫ ПОДЛОЖЕК** 39
- Стецюк Т.В., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(3)</sup>**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН  
Украины, Киев, Украина  
<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский  
политехнический институт», Киев, Украина  
<sup>(3)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Марсель Cedex 13, Франция
- С 324 МЕХАНИЗМЫ ЭЛЕКТРОВОССТАНОВЛЕНИЯ И  
ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ МЕТАЛЛАМИ VI-В ГРУППЫ ИЗ  
ИОННЫХ РАСПЛАВОВ РАЗНОГО СОСТАВА** 40
- Габ И.И., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(2)</sup>**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН  
Украины, Киев, Украина  
<sup>(2)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Марсель Cedex 13, Франция
- С 325 ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОЛУЧЕНИЕ  
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОБАЛЬТ–МОЛИБДЕНОВЫХ  
(ВОЛЬФРАМОВЫХ) СПЛАВОВ В ВОЛЬФРАМАТНЫХ РАСПЛАВАХ** 41
- Габ И.И., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б.<sup>(1)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(2)</sup>**  
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
Киев, Украина  
<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН  
Украины, Киев, Украина  
<sup>(2)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Марсель Cedex 13, Франция

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>С 326 ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БОРИДНЫХ ФАЗ ПРИ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ СМЕСИ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ 5 ГРУППЫ И БОРА В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ</b>	<b>42</b>
<b>Савяк М.П.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 327 ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА КАРБИД ХРОМА ИЗ ОКСИДА ХРОМА И РАЗЛИЧНЫХ ФОРМ УГЛЕРОДА</b>	<b>43</b>
<b>Пинчук Н.А., Гадзыра Н.Ф.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 331 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗЫ Cr<sub>2</sub>AlC</b>	<b>44</b>
<b>Савяк М.П., Ивченко В.И., Васильковская М.А., Тимофеева И.И., Дубчак С.Ю., Проценко Л.С., Будилина О.Н., Уварова И.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 336 ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ М-Al-C (где М = Ti, Zr, Nb, Ta, Cr, Mo) В УСЛОВИЯХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ</b>	<b>45</b>
<b>Людвинская Т.А., Уварова И.В., Тимофеева И.И., Васильковская М.А., Ивченко В.И., Будилина О.Н., Проценко Л.С., Нешпор И.П.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 337 ОСОБЕННОСТИ СМАЧИВАНИЯ В ВАКУУМЕ ОКСИДОВ ЭЛЕМЕНТОВ IV-A ГРУППЫ РАСПЛАВАМИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ</b>	<b>46</b>
<b>Найдич Ю.В., Полуянская В.В., Сидоренко Т.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 338 ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМООКСИДНОЇ КЕРАМІКИ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ ПОРОШКОВИМ ПРОДУКТОМ ВЗАЄМОДІЇ НАНОРОЗМІРНОГО НЕСТЕХІОМЕТРИЧНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ ІЗ ЗАЛІЗНОЮ РУДОЮ</b>	<b>47</b>
<b>Тимошенко Я.Г., Гадзира М.П.</b> Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>С 339 КОМПАКТИРОВАНИЕ-КАПСУЛИРОВАНИЕ ПРЕССОВАНИЕМ С ЗАМОРОЖЕННЫМ ФЛЮИДОМ</b>	<b>48</b>
<b>Миницкий А.В., Сосновский Л.А.<sup>(1)</sup>, Лобода П.И.</b> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>С 351 ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ БОРИДО-СИЛИЦИДНЫХ КОМПОЗИЦИЙ</b>	<b>49</b>
<b>Крушинская Л.А., Васильковская М.А., Макаренко Г.Н., Тимофеева И.И., Мацера В.Е.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>С 363 СВОЙСТВА ПРИПОЯ НА ОСНОВЕ <math>Cu_3P</math>, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОКАТКИ ИЗ ПОРОШКА</b> <b>Радченко А.К., Деревянко А.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>50</b>
<b><i>СЕКЦИЯ D. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</i></b>	<b>51-100</b>
<b>D 2 ШЛЯХИ РЕАЛІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ОЧИЩЕННЯ АМОРФНОЇ МАТРИЦІ ВІД ВМОРОЖЕНИХ ЦЕНТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ</b> <b>Лисов В.І., Цареградська Т.Л., Турков О.В., Саєнко Г.В., Каленик О.О.</b> <i>Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, Київ, Україна</i>	<b>51</b>
<b>D 3 THE EFFECT OF THE VELOCITY OF ROTATION IN THE VIBRO-GRINDING PROCESS ON THE SURFACE FINISH</b> <b>Hamouda K., Bournine H., Tamarkin M.A.<sup>(1)</sup>, Babichev A.P.<sup>(1)</sup>, Saidi D.<sup>(2)</sup>, Amrou H.E.</b> University of Sciences and Technology, Bab Ezzouar, Algeria <sup>(1)</sup> Don State Technical University, Rostov on Don, Russia <sup>(2)</sup> Algiers Polytechnic School, Algeria	<b>52</b>
<b>D 4 ПРИМЕНЕНИЕ В ПОРШНЯХ МАШИН ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЖАРО- И ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕДНЫХ ПОРОШКОВЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> <b>Владимирова Ю. О., Надеждина О.А., Шалунов Е.П., Илларионов И.Е.</b> Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова, Чебоксары, Россия	<b>53</b>
<b>D 8 УДЕЛЬНАЯ ИНТЕРФЕЙСНАЯ ЕМКОСТЬ В КОМПОЗИТАХ</b> <b>Чхртишвили Л.С.<sup>(1,2)</sup></b> <sup>(1)</sup> Департамент инженерной физики, Грузинский технический университет, Тбилиси, Грузия <sup>(2)</sup> Лаборатория борсодержащих и композиционных материалов, Институт металлургии и материаловедения им. Ф. Тавадзе, Тбилиси, Грузия	<b>54</b>
<b>D 9 МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОНТРОЛЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РАБОТЫ В ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧАХ</b> <b>Захарченко А.В.</b> Университет «Украина», Киев, Украина	<b>56</b>
<b>D 10 МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ</b> <b>Захарченко А.В.</b> Университет «Украина», Киев, Украина	<b>55</b>

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>D 12 МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ <math>\text{AlN-Y}_2\text{O}_3</math>-АЛМАЗ ДЛЯ ВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ</b>	<b>57</b>
<b>Сербенюк Т.Б., Прихна Т.А., Свердун В.Б., Часнык В.И.<sup>(1)</sup>, Зимич Т.В., Карпец М.В.<sup>(2)</sup></b>	
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(1)</sup> Государственное Предприятие научно-исследовательский институт «Орион», Киев, Украина	
<sup>(2)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 13 ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ АЛМАЗОВ, ВЫРАЩЕННЫХ В СИСТЕМЕ МАГНИЙ–УГЛЕРОД</b>	<b>58</b>
<b>Коваленко Т.В., Романко Л.А., Ивахненко С.А.</b>	
Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 16 КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ <math>\text{Al-Cu-Fe}</math>, ЛЕГИРОВАННЫХ <math>\text{Si}</math> И <math>\text{V}</math></b>	<b>59</b>
<b>Сухова Е.В., Полонский В.А., Устинова Е.В., Крамская О.С.</b>	
Днепропетровский национальный университет им. Олеся Гончара, Днепропетровск, Украина	
<b>D 17 ВЕРТИКАЛЬНА ПРОВІДНІСТЬ В <math>n\text{-InSe}</math> ПРИ ЕЛЕКТРОННОМУ ОПРОМІНЕННІ</b>	<b>60</b>
<b>Ковалюк З.Д., Маслюк В.Т.<sup>(1)</sup>, Мегела І.Г.<sup>(1)</sup>, Мінтянський І.В., Савицький П.І.</b>	
Чернівецьке відділення Інституту проблем матеріалознавства НАН України, Чернівці, Україна	
<sup>(1)</sup> Інститут електронної фізики НАН України, Ужгород, Україна	
<b>D 21 СТОЙКОСТЬ ПЛЕНОК СОБСТВЕННОГО ОКИСЛА <math>\text{InSe}</math> К ОБЛУЧЕНИЮ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ И НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПРОТОНАМИ</b>	<b>61</b>
<b>Сидор О.Н., Сидор О.А.</b>	
Черновицкое отделение Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Черновцы, Украина	
<b>D 22 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛИ ТИПА «ВНЕДРЕННОГО ЯДРА» ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛМАЗОВ ТИПА <math>\text{Ib}</math> МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ</b>	<b>62</b>
<b>Супрун Е.М., Мильман Ю.В.<sup>(1)</sup>, Ивахненко С.А., Чугунова С.И.<sup>(1)</sup>, Голубенко А.А.<sup>(1)</sup></b>	
Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 27 РІДИННОФАЗЕ АКТИВУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОПРОШКІВ</b>	<b>63</b>
<b>Ільницька Г.Д., Олійник Н.А., Сизоненко О.М.<sup>(1)</sup>, Базалій Г.А., Липян Є.В.<sup>(1)</sup>, Торпаков А.С.<sup>(1)</sup></b>	
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна	
<sup>(1)</sup> Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Миколаїв, Україна	

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>D 28 СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ <math>MgB_2</math> С Ti И Ta СИНТЕЗИРОВАННЫЕ ПРИ 2 ГПа</b>	<b>64</b>
<b>Козырев А.В., Прихна Т.А., Басюк Т.В., Моциль Е.В., Шатерник А.В., Барвицкий П.П.</b>	
Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 302 ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ Nb–Si–C ПЛЕНOK</b>	<b>65</b>
<b>Онопrienко А.А., Иващенко В.И., Тимофеева И.И., Синельниченко А.К., Бутенко О.А.</b>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 303 СТАНДАРТИЗАЦИЯ МЕТОДОВ ТЕСТИРОВАНИЯ ОПАСНОСТИ НАНОМАТЕРИАЛОВ</b>	<b>66</b>
<b>Павлыго Т.М., Павлыго И.Ю.</b>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 305 МІЖФАЗНІ РЕАКЦІЇ БОРУ З ПЕРЕХІДНИМИ МЕТАЛАМИ</b>	<b>67</b>
<b>Дибков В.І.</b>	
Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>D 306 ДОМІНУЮЧА ДИФУЗІЯ ТИТАНУ ПРИ УТВОРЕННІ ШАРУ TiB<sub>2</sub> НА МЕЖІ РОЗДІЛУ TiB<sub>2</sub>–Ti</b>	<b>68</b>
<b>Дибков В.І.</b>	
Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>D 307 ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОРОШКОВОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕДИ И ВКЛЮЧЕНИЙ</b>	<b>69</b>
<b>Епифанцева Т.А., Скороход В.В., Штерн М.Б.</b>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 308 ГАЛЬВАНОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЁНОК Fe/Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	<b>70</b>
<b>Касумов А.М., Караваева В.М., Микитченко А.А., Румянцева Ю.Ю.</b>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 309 СТОЙКОСТЬ К МЕТАЛЛИЧЕСКИМ РАСПЛАВАМ КОМПЛЕКСНОМОДИФИЦИРОВАННОЙ ЛИТЕЙНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b>	<b>71</b>
<b>Лашнева В.В., Максютa И.И.<sup>(1)</sup>, Квасницкая Ю.Г.<sup>(1)</sup>, Михнян Е.В.<sup>(1)</sup>, Нейма А.В.<sup>(1)</sup>, Ефимова В.Г.<sup>(2)</sup></b>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(1)</sup> Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(2)</sup> Национальный технический университет Украины «КПИ» МОНМСУ, Киев, Украина	

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>D 310 ТВЁРДЫЕ СМАЗОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</b>	72
Паустовский А.В., Рудь Б.М., Шелудько В.Е., Тельников Е.Я., Шелудько Е.В. <sup>(1)</sup> , Богомолов Ю.И. <sup>(1)</sup>	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
(1)Институт биоорганической химии и нефтехимии НАН Украины Киев, Украина	
<b>D 311 ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ SnO<sub>2</sub> И Sn<sub>0,97</sub>Sb<sub>0,03</sub>O<sub>2</sub></b>	73
Гончар А.Г., Шелудько В.Е., Кременицкий В.В. <sup>(1)</sup> , Симан Н.И., Фиялка Л.И.	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
(1)Технический центр НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 312 ВУГЛЕЦЕВІ НАНОСТРУКТУРНІ ОКСИДНАПОВНЕНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД НАДЖОРСТКОГО РЕНТГЕНІВСЬКОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ</b>	74
Сергєєв В.П., Кононко І.В., Щербицька О.В., Кліпов В.Д.	
Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>D 314 ВЛИЯНИЕ ПРОДУКТА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КАРБИДА ХРОМА С ОКСИДОМ ВОЛЬФРАМА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВЛЕННЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ И НАПЛАВОК</b>	75
Давидчук Н.К., Гадзыра Н.Ф.	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 316 ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ЕВОЛЮЦІЮ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu</b>	76
Карпець М.В, Мисливченко О.М., Балицька І.Е., Горбань В.Ф., Крапівка М.О.	
Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>D 317 МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И СТЕКЛА</b>	77
Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А., Максимова Г.А., Молчановская Г.М.	
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 320 ФОРМУВАННЯ ЕЛЕКТРОФОРЕТИЧНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ПОРОШКУ BaTiO<sub>3</sub></b>	78
Жигоцький О.Г., Загорний М.М., Підсосонний В.І., Іванчук А.А., Умерова С.А., Рагуля А.В.	
Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>D 321 ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БАРЬЕРНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОПЛЕНOK НА МЕТАЛЛАХ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ НЕКОНТРОЛИРОВАННОГО РАСТЕКАНИЯ ПРИПОЕВ ПРИ ПАЙКЕ</b>	<b>79</b>
Найдич Ю.В., Габ И.И., Стецюк Т.В., Костюк Б.Д., Мартынюк С.И. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 330 БУДОВА СПЛАВІВ Zr–ZrNi</b>	<b>80</b>
Семенова О.Л., Петюх В.М., Фомічов О.С. Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<b>D 332 СОСТАВ ОКАЛИНЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlCrMn<sub>0,5</sub>FeCoNi ПРИ 900 °С</b>	<b>81</b>
Горбань В.Ф., Карпец М.В., Крапивка Н.А., Рокицкая Е.А., Макаренко Е.С., Самелюк А.В., Якубив Н.И. <sup>(1)</sup> , Гумен М.В. <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев, Украина	
<b>D 333 О ВЛИЯНИИ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА ТИТАНА РАЗНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА ПРЕДЕЛ ДРОБИМОСТИ, ХИМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ И МОРФОЛОГИЮ НАНОЧАСТИЦ</b>	<b>82</b>
Уварова И.В., Людвинская Т.А., Грищишина Л.Н. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 335 ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Ti<sub>1-(x+y)AlxMuyN</sub>, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ</b>	<b>83</b>
Людвинская Т.А., Григорьев О.Н., Нешпор И.П., Субботин В.И., Бродниковский Н.П. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 340 ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Gd<sub>2</sub>Hf<sub>2</sub>O<sub>7</sub> В ИНТЕРВАЛЕ 80–300 К</b>	<b>84</b>
Копань А.Р., Горбачук Н.П., Лакиза С.Н., Тищенко Я.С. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 341 О ПОВЫШЕНИИ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ</b>	<b>85</b>
Бродниковский Н.П., Кузнецова Т.Л., Крапивка Н.А. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>D 342 ФОРМУВАННЯ НІТРИДНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ TiZrHfNbTaY</b>	<b>86</b>
Карпец М.В., Горбань В.Ф., Канцир О.В., Бужинець О.І., Андрєєв А.О., Цебрій Р.І. Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>D 343 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СРЕДЫ АЗОТИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НИТРИДНЫХ ФАЗ В ПОРОШКОВОМ ЖЕЛЕЗЕ</b> <b>Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Куровский В.Я., Людвинская Т.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	87
<b>D 345 МАРТЕНСИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПОРОШКОВЫХ ГОРЯЧЕСТАМПОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ</b> <b>Мамонова А.А., Баглюк Г.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	88
<b>D 346 КРИСТАЛЛЫ МАРТЕНСИТА В ПОРОШКОВОМ ГОРЯЧЕСТАМПОВАННОМ ТЕХНИЧЕСКОМ ЖЕЛЕЗЕ</b> <b>Мамонова А.А., Баглюк Г.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	89
<b>D 347 МАРТЕНСИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПОРОШКОВОЙ ГОРЯЧЕСТАМПОВАННОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПК10Х17</b> <b>Мамонова А.А., Баглюк Г.А.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	90
<b>D 355 ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВОЙСТВ УДАРОСТОЙКИХ КОМПОЗИТОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АКУСТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ</b> <b>Безымянный Ю.Г., Высоцкий А.Н., Комаров К.А., Мазная А.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	91
<b>D 356 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ</b> <b>Безымянный Ю.Г., Бродниковский Н.П., Козирацкий Е.А. Талько О.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	92
<b>D 357 ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL–Ti–C</b> <b>Кудин В.Г., Макара В.А.</b> Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина	93
<b>D 358 ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ</b> <b>Суботенко П.М., Шевченко М.О., Кудин В.Г., Иванов М.И., Судацова В.С.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	94
<b>D 359 МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ</b> <b>Паустовский А.В., Ткаченко Ю.Г., Куринная Т.В., Губин Ю.В., Христов В.Г.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	95

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>D 360 СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДНЫХ НАНОСТРУКТУР</b> Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	96
<b>D 361 ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ</b> Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	97
<b>D 365 ТЕРМОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL–Ni–Se</b> Суботенко П.М., Кудин В.Г., Иванов М.И., Романова Л.О., Судацкова В.С. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	98
<b>D 366 ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ЗАКАЛЕННЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Si</b> Кулак Л.Д., Шевченко О.М., Дацкевич О.В., Кузьменко Н.Н., Терещенко Т.П. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	99
<b>D 367 ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОКСИДА ИТТРИЯ С ОКСИДАМИ ЛАНТАНА И ИТТЕРБИЯ ПРИ 1500 °С</b> Андриевская Е.Р. <sup>(1)</sup> , Чудинович О.В., Юрченко Ю.В., Ткач В.В. <sup>(1)</sup> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина	100
	101-102
<b><i>СЕКЦИЯ Е. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ В НАТУРНЫХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ</i></b>	
<b>E 11 МЕХАНИЗМ ИЗНОСА ТОРЦОВЫХ УПЛОТНЕНИЙ РЕЛИТОВЫХ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ПОГРУЖНОМ ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИИ</b> Курилов Г.В., Кришталенко Е.Н., Курилов С.Г. ООО НПФ "Технология-2000", Харьков, Украина	101
<b>E 301 КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ АНОДНОГО ОКИСЛЕНИЯ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ AlB<sub>12</sub>-AlN В РАСТВОРЕ 3% NaCl</b> Швец В.А., Талаш В.Н., Муратов В.Б., Руденко Ю.Б. Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	102

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНО-ИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ</b>	<b>103-116</b>
<b>F 5 АБЛЯЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ЗУБНОЙ ТКАНИ ИЗЛУЧЕНИЕМ НА ДЛИНЕ ВОЛНЫ 0,53 и 1,06 мкм</b>	<b>103</b>
<b>Ануфрик С.С., Володенков А.П., Зноско К.Ф.</b> Гродненский государственный университет им. Я.Купалы, Гродно, Беларусь	
<b>F 23 СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ</b>	<b>104</b>
<b>Липян Е.В., Сизоненко О.Н., Торпаков А.С.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	
<b>F 24 ОСОБЕННОСТИ ИСКРО-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Fe – Ti – C – (B)</b>	<b>105</b>
<b>Присташ Н.С., Сизоненко О.Н., Зайченко А.Д., Коваленко А.А.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	
<b>F 25 УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ПРИ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ДИСПЕРСНУЮ СИСТЕМУ «ПОРОШОК – ЖИДКОСТЬ»</b>	<b>106</b>
<b>Торпаков А.С., Сизоненко О.Н., Тафтай Э.И.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	
<b>F 26 ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКЕ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ “КЕРОСИН–ПОРОШОК ТИТАНА”</b>	<b>107</b>
<b>Сизоненко О.Н., Трегуб В.А., Присташ Н.С., Торпаков А.С.</b> Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев, Украина	
<b>F 31 ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ РАЗРЯДНО-ИМПУЛЬСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В ДГТУ</b>	<b>108</b>
<b>Нескоромный С.В., Стрижаков Е.Л.</b> Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия	
<b>F 328 КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ УТИЛИЗАЦИИ ВОЛЬФРАМА В СТАДИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА МЕТАЛЛОПАРОВЫМ МЕТОДОМ</b>	<b>109</b>
<b>Зенков В.С., Пасичный В.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>F 329 КИНЕТИКА И ТЕРМОДИНАМИКА РАЗРУШЕНИЯ ВОЛЬФРАМ МЕДНОГО ПСЕВДОСПЛАВА В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ</b>	<b>110</b>
<b>Зенков В.С., Пасичный В.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	
<b>F 344 КОМПЛЕКСНА РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧА БЕЗВІДХОДНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ ЦИРКОНІЄВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОННО- ПРОМЕНЕВОЇ ГАРНІСАЖНОЇ ПЛАВКИ</b>	<b>111</b>
<b>Кузнєцова Т.Л., Ладохін С.В.<sup>(1)</sup>, Лапшук Т.В.<sup>(1)</sup>, Карпенко І.І.<sup>(1)</sup></b> Институт проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ, Україна	
<sup>(1)</sup> Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ, Україна	

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>F 349 ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ИЗ ОТХОДОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА СВОЙСТВА «ВТОРИЧНОГО» КОМПОЗИТА С ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЕЙ</b> <b>Вишняков Л.Р., Мороз В.П., Тульженкова А.С.<sup>(1)</sup>, Морозова В.Н., Варченко В.Т.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный педагогический университет им. М.П. Драгоманова, Киев, Украина	<b>112</b>
<b>F 350 ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ ПРИ СВЕРХЗВУКОВОМ ОБТЕКАНИИ ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДОЙ</b> <b>Фролов Г.А., Григорьев О.Н., Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Бучаков С.В., Нешпор И.П.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>113</b>
<b>F 352 ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ZrV<sub>2</sub></b> <b>Нешпор И.П., Григорьев О.Н., Мосина Т.В., Фролов Г.А., Ведель Д.В.<sup>(1)</sup></b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина <sup>(1)</sup> Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт” Киев, Украина	<b>114</b>
<b>F 353 СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ и ПРОБЛЕМА ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ЗАРАНЕЕ ЗАДАНЫМИ СВОЙСТВАМИ</b> <b>Григорьев О.Н., Винокуров В.Б., Коротеев А.В., Клименко Л.И., Мелак Л.М., Мосина Т.В., Нешпор И.П., Быстренко А.А., Ведель Д.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>115</b>
<b>F 362 МЕТОДЫ КОНСОЛИДАЦИИ НИЗКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ</b> <b>Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В.</b> Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина	<b>116</b>
<b>Авторский указатель</b>	<b>117-121</b>

### ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ ПОРАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ, ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Дмитрик В.В., Глушко А.В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
ул. Фрунзе, 21, Харьков, 61002, Украина, [omsroot@kpi.kharkov.ua](mailto:omsroot@kpi.kharkov.ua)

Повреждаемость сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей (15X1M1Ф и 12X1MФ) происходит по сопряженным механизмам ползучести и усталости. Повреждаемость пораами ползучести металла сварных соединений паропроводов изучена недостаточно, что не позволяет с определенной точностью оценить их остаточный ресурс. Целесообразно выявить особенности порообразования, что позволит уменьшить интенсивность их образования.

Особенности порообразования изучали путем использования методов световой микроскопии, трансмиссионной микроскопии фольг, вырезанных возле разрушения, электронной фрактографии и расторовой электронной микроскопии (РЭМ). Также анализ проводили путем использования двухступенчатых угольных реплик, снятых с поверхности разрушения элементов паропроводов, и с экспериментальных образцов, испытанных на длительную прочность.

Микроповреждаемость оценивали по шкале: единичные поры – балл 1; множественные поры – балл – 2; единичные цепочки пор – балл 3; множественные цепочки пор – балл 4; микротрещины – балл 5; макротрещины – балл 6.

Установили, что зарождение микропор происходит как сопряженный эффект действия диффузионного и деформационного механизмов. Диффузионный механизм обеспечивает перемещение легирующих элементов и микронесплошностей, что приводит к образованию сегрегаций в приграничных зонах  $\alpha$ -фазы, а также обеспечивает перемещение микронесплошностей и их слияние, что приводит к образованию зародышей пор. Деформационный механизм включает процесс перемещения дислокаций и их торможение, что приводит к увеличению плотности дислокаций и образованию зародышевых пор размером около 0,1 мкм.

Диффузионное перемещение легирующих элементов из зерен  $\alpha$ -фазы в их приграничные зоны и образование сегрегаций

способствует снижению прочности зерен. Одновременно, торможение дислокаций в объеме зерен, приводящее к их полигонизации (фрагментации) способствует увеличению прочностных свойств зерен. Наличие сегрегаций в приграничных зонах  $\alpha$ -фазы обеспечивает ускоренное протекание твердофазных карбидных реакций  $M_3C \rightarrow M_7C \rightarrow M_{23}C_6$ . Наличие сегрегаций также способствует коагуляции по длине карбидов  $M_{23}C_6$ , расположенных по границам зерен  $\alpha$ -фазы. Структурные и химические изменения обеспечивают снижение сопротивляемости металла сварных соединений порообразованию и приводят к развитию трещин ползучести по хрупкому механизму.

Установили, что образование пор происходит преимущественно по границам зерен  $\alpha$ -фазы и зависит от:

1. Расположения границ зерен относительно рабочих напряжений;
2. Структуры и строения границ зерен (границы между двумя и тремя зернами);
3. Наличия выделений вторых фаз по границам зерен. Порообразование можно рассматривать как эффект конденсации вакансий, зависящий от степени пластической деформации, что приводит к локальному пересыщению вакансиями границ зерен и образованию микронесплошностей. Их образование в условиях ползучести обеспечивается взаимодействием внутреннего скольжения и проскальзывания по границам зерен  $\alpha$ -фазы наиболее интенсивно в местах нахождения коагулирующих выделений вторых фаз.

Количество пор при постоянно действующих растягивающих напряжениях зависит от взаимодействия внутреннего скольжения и проскальзывания, что первоначально обеспечивается самодиффузией хрома и молибдена, а так же диффузией вакансий. Их торможение, т.е. снижение интенсивности, в условиях ползучести приводит к увеличению стабильности структуры и снижению уровня порообразования.

### МЕТАЛОСКЛЯНІ МАТЕРІАЛИ І ПОКРИТТЯ ЗАХИСНИХ КОНСТРУКЦІЙ СУДЕН І ПЛАВУЧИХ СПОРУД, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ ПЕРЕВЕЗЕННЯ ТА ЗБЕРІГАННЯ РАДІОАКТИВНИХ ВАНТАЖІВ

Казмиренко Ю.О.

Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова  
проспект Героїв Сталінграду, 9, Миколаїв, 54025, Україна, [u.a.kazimirenko@gmail.com](mailto:u.a.kazimirenko@gmail.com)

Сучасні наукові розробки, які присвячуються створенню нових радіаційно-стійких композицій, висвітлюють їх застосування в галузях атомної енергетики, радіохімічній промисловості, авіа- та ракетобудуванні, але не враховують вимоги, що пред'являються до експлуатації в умовах судна: вібрації, термоциклічні навантаження, дія хімічно активних середовищ. Тому, розробка нових матеріалів і покриттів, які забезпечують надійну ізоляцію радіоактивних вантажів, захист екіпажу судна та транспортного обладнання, є актуальною проблемою, вирішення якої включає вибір складу, формування структури та властивостей, застосування перспективних інформаційних технологій для оцінювання технічного стану на етапах проектування, виготовлення та експлуатації. У багатьох випадках суднові конструкції біологічного захисту являють собою бетонні плити, що облицьовані з обох боків листами плакованої або нержавіючої сталі, зменшення масогабаритних показників яких можливе за рахунок формування трьох шарів: бетону, вуглецевої сталі (наприклад Ст3) та захисного шару, в основу формування якого покладено гіпотези щодо послаблення іонізуючих випромінювань полідисперсними середовищами, до складу яких входять компоненти з різною поглинаючою та відзеркалюючою здатністю. В роботі розглянуто два напрямки формування захисного шару: перший – це застосування електродугового напилення; другий – облицьовання за допомогою клейової композиції сталеві поверхні плитками, для виготовлення яких використано гаряче пресування. Для формування електродугових покриттів обрано зварювальні дроти марок Св-АМг5 і Св-08Г2С з додаванням в якості наповнювачів порожніх скляних мікросфер (ПСМ) натрійборсилікатного складу ( $35 \pm 7$  %).

Гарячепресовані матеріали виготовлено з формувальної суміші порошку або пудри алюмінію (марок ПА, ПАП) з ПСМ (50% об'ємн.). Закономірності формування розроблених композицій ґрунтовані на структурній неоднорідності обраних ПСМ [1]: внаслідок короточасних температурних навантажень в процесі електродугового напилення вигорає шар силанового апрету, та мікросфери зберігають сферичну форму; їх введення до складу композицій утворює потрібний ефект поглинання потоку енергії випромінювань. При формуванні покриттів із Св-08Г2С через ліквідаційні процеси в скляній стінці формується нова ультрадисперсна фаза  $Fe_3Si_3$  розміром ОКР 87 нм, яка при проведенні передрекристалізаційної термічної обробки перетворюється на  $Fe_5Si_3$  розміром ОКР 75 нм, що підвищує рентгенозахисні властивості на 15-20 %. Протягом гарячого пресування ( $P = 0,7$  МПа,  $t = 450 \dots 500^\circ C$ ) після вигорання апрету розм'якшується аморфна фаза, при підвищенні температури до  $600^\circ C$  розплавлений порошковий алюміній, завдяки капілярному ефекту і зовнішньому тиску, заповнює ультрамікропори в стінці мікросфери. Розроблені матеріали і покриття відрізняються від сучасних аналогів структурною стабільністю в умовах  $\gamma$ - та рентгеновських випромінювань, підвищеними на 30-40% рентгенозахисними властивостями. Нанесення металоскляних покриттів на поверхню з Ст3 у 3...6 разів підвищує демпфуючу здатність, виконує роль дифузійного бар'єру в умовах хімічно активних середовищ, зокрема розчинів HCl, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HNO<sub>3</sub>.

**Література:** Будов, В. В. Физико-химические процессы в технологии полых стеклянных микросфер / В. В. Будов // Стекло и керамика. – 1990. – №3. – С. 9-10.

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

## STRESS AND ADHESION CHARACTERISTICS OF DLC COATINGS DEPOSITED BY DC AND PULSED VACUUM-ARC

Zavaleyev V., Walkowicz J., Kalinichenko A.I.<sup>(1)</sup>, Reshetnyak E.N.<sup>(1)</sup>, Strel'nitskij V.E.<sup>(1)</sup>

Koszalin University of Technology,

2 Sniadeckich Str, 75-620 Koszalin, Poland

<sup>(1)</sup>National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology",

1 Akademichna Str, Kharkov, 61108, Ukraine, [strelnitskij@kipt.kharkov.ua](mailto:strelnitskij@kipt.kharkov.ua)

Cathodic vacuum-arc discharge generating a stream of highly ionized carbon plasma is an efficient tool for deposition the DLC coatings for various purposes. However, one disadvantage of the method is the presence of macroparticles in the plasma flow and, consequently, significant content of graphite droplet fraction in the condensate. Progressive development of the vacuum-arc method has led to new methods of deposition, one of which is DC vacuum-arc method with superimposed high-current arc pulses. Experiments were performed in an industrial vacuum-arc installation C55CT made by INOVAP GmbH for the deposition of DLC coatings from graphite cathodes. Additionally, in the chamber before the plasma sources were placed optimized water-cooled electromagnetic linear Venetian blind plasma filters. Comparative studies of the structure, mechanical and tribological properties of DLC coatings deposited in DC ( $J_0 = 50$  A) and DC with superimposed high current pulse modes (pulses value  $J = 1400$  A; pulse duration  $t_p = 300$   $\mu$ s; pulse repetition frequency  $f = 100$  Hz) of operation vacuum-arc plasma source with the graphite cathode were carried out.

Imposition the pulses of high current on DC vacuum-arc discharge allows both increase in 2.5 times the deposition rate of DLC coating and reduce the residual compressive stress in the coatings from 15 to 8 GPa, what promotes substantial improvement the adhesion to the substrate. Scratch testing showed that the value of the Lc1 load, when the first coating cracking begins is of 5 N and the load Lc2 at which the coating starts to delaminate from the substrate is of 18 N. DLC coatings deposited at a pulsed + DC mode shows a much better adhesion. The Lc1 and Lc2 load values in this case is of 22 N and 45 N, respectively.

Effect of deposition temperature on the stress in the coatings analyzed. During deposition of periodically modulated ion beam the energy flux with density which can be approximated by the following expression:

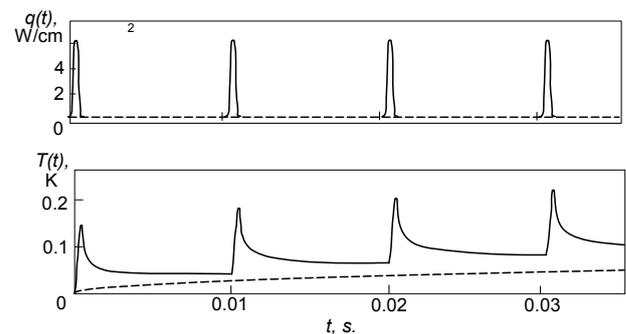
$$q(t) = Ej_0 \left[ \frac{J}{J_0} \sum_{n=0}^{\infty} e^{-4 \left( \frac{t-t_p-n/f}{t_p} \right)^4} + 1 \right],$$

drops on the substrate surface. Here  $j_0 \approx 5$  mA/cm<sup>2</sup> is the flux density of ions C deposited in DC regime,  $E \approx 45$  eV is the ion energy. Surface temperature is defined by formula:

$$T(t) = \frac{\sqrt{\kappa/\pi}}{\lambda} \int_0^t \frac{q(\tau)}{\sqrt{t-\tau}} d\tau,$$

where  $\square$  and  $\square$  are the coefficients of heat conduction and thermal diffusivity, respectively.

Fig. displays the functions of energy flux density and surface temperature at the beginning of the deposition. The corresponding functions in DC mode are indicated by dashed lines. The temperature pulse component does not exceed 0.15 K. At the same time, the average increase of the substrate temperature  $T_0(t)$  rising in the deposition process may reach values 100...300 K (the heat-insulated target) and, in case of pulse modes, exceeds about twice the average temperature rise in the DC mode.



**Fig. The functions of the energy flux density  $q(t)$  and the surface temperature  $T(t)$**

This difference in deposition temperatures leads in case of pulsed beam to decrease of the intrinsic stress that is substantially depends on deposition temperature, whereas the effect of pulsed component of temperature is low.

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

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ И СВОЙСТВА ФАЗ В СИСТЕМЕ $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 1500 °С

Андриевская Е.Р.<sup>(1)</sup>, Корниенко О.А., Крючко А.В., Богатырева Ж.Д.<sup>(2)</sup>

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

<sup>(2)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,  
бульв. Академика Вернадского, 34/1, Киев, 03680, Украина

Исследование фазовых равновесий в системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$  является актуальным для создания новых материалов на основе оксидов РЗЭ. Легированный оксид лантана находит применение в качестве компонентов батарей, катализаторов для переработки углеводородного топлива, батарей электромобилей, цифровых камер, видео-систем, батарей ноутбуков, лазеров, а также разработки чистых энергетических технологий. Оксид европия и соединения на его основе используют в оптоэлектронике и лазерной технике, жидкокристаллических дисплеях, высокотехнологических стеклах специального назначения, сцинтилляторов, поглотителей нейтронов. Диаграмма состояния системы на основе оксидов лантана и европия представляет интерес как с научной, так и практической точки зрения.

В настоящей работе с помощью комплекса методов рентгенофазового анализа и петрографии впервые исследованы фазовые равновесия и физико-химические свойства, образующихся фаз в двойной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$  при температуре 1500 °С (60 ч) на воздухе во всем концентрационном интервале.

В качестве исходных веществ использовали  $\text{La}_2\text{O}_3$  марки ЛаО-1,  $\text{Eu}_2\text{O}_3$  марки Ево-Ж с содержанием основного компонента 99,99% и азотную кислоту марки ЧДА. Составы готовили с концентрационным шагом 1-5 мол. % из растворов нитратов выпариванием с последующим разложением нитратов на оксиды путем прокаливании при 800 °С (2 ч). Порошки прессовали в таблетки диаметром 5 и высотой 4 мм под давлением 10 МПа. Образцы подвергали двухступенчатой термообработке: в печи с нагревателями Н23У5Т (фехраль) при 1100 °С (470 ч) и в печи с нагревателями из дисилицида молибдена

( $\text{MoSi}_2$ ) при 1500 °С (60 ч) на воздухе. Скорость подъема температуры составляла 3,5 град/мин.

Исследования твердофазного взаимодействия оксидов лантана и европия при температуре 1500 °С показали, что в системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$  образуются два типа твердых растворов на основе моноклинной модификации В- $\text{Eu}_2\text{O}_3$  и гексагональной модификации А- $\text{La}_2\text{O}_3$ , которые разделены двухфазным полем (А + В).

Определены границы областей гомогенности твердых растворов на основе А- $\text{La}_2\text{O}_3$  и В- $\text{Eu}_2\text{O}_3$ , изменения периодов кристаллической решетки твердых растворов в зависимости от концентрации  $\text{Eu}_2\text{O}_3$ .

Установлено, что растворимость  $\text{Eu}_2\text{O}_3$  в гексагональной форме А- $\text{La}_2\text{O}_3$  составляет ~30-35 мол. % при 1500 °С (60 ч). Согласно данным РФА, вместо гексагональной фазы А- $\text{La}_2\text{O}_3$  образуется гексагональная модификация гидроксида лантана А- $\text{La}(\text{OH})_3$ , поскольку оксид лантана на воздухе гидратирует. Периоды кристаллической решетки изменяются от  $a = 0,6523$  нм,  $c = 0,3855$  нм для чистого  $\text{La}(\text{OH})_3$  до  $a = 0,6459$  нм,  $c = 0,3777$  нм для образца, содержащего 65 мол. %  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-35}$  мол. %  $\text{Eu}_2\text{O}_3$  (1500 °С).

Растворимость  $\text{La}_2\text{O}_3$  в моноклинной В-модификации оксида европия составляет ~15 мол. % при 1500 °С. Периоды кристаллической решетки В фазы изменяются от  $a = 1.4042$ ,  $b = 0.3638$ ,  $c = 0.8746$  нм,  $\beta = 100^\circ 7'$  для чистого  $\text{Eu}_2\text{O}_3$  до  $a = 1.4062$ ,  $b = 0.3646$ ,  $c = 0.8875$  нм,  $\beta = 96^\circ 45'$  (1500 °С) для предельного состава твердого раствора.

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

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

## СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВДОСКОНАЛЕННЯ ХІРУРГІЧНИХ ШОВНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

**Балацький В.В., Кононко І.В.**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, [uvarova@imps.kiev.ua](mailto:uvarova@imps.kiev.ua)

Полімерна хімія надає медицині необмежений асортимент вихідних полімерів, які можуть бути основою для виготовлення шовних матеріалів. В хірургічній практиці в залежності від виду операцій застосовуються різні шовні нитки (ШН): монофіламентні, поліфіламентні, а також – псевдомоніфіламентні (з різними покриттями на кручений, плетений та комплексній нитці). Експлуатаційні властивості ШН залежать від хімічної природи полімеру, з якого виготовлена нитка, її структури та модифікації. Відомо, що модифікація шляхом нанесення покриттів на шовні нитки зменшує їхню капілярність, що запобігає розповсюдженню мікроорганізмів в зоні хірургічного втручання. Зокрема, фірма «Peters surgical» з цією метою застосовує тефлонове, силіконове та воскове покриття для ниток з поліестру.

На сьогодні значну увагу привертає розробка біологічно активних ШН з антимікробною дією та біостимулюючим ефектом для використання в екстремальних умовах. Їх створення є важливим при високій частоті післяопераційних ускладнень, особливо в умовах польових госпіталів. Такі матеріали можна отримати шляхом нанесення на нитку покриттів, що містять біологічно активні речовини. Так, шовні нитки «Plus» (США) мають антибактеріальне покриття антисептиком триклозаном. Дослідження вітчизняних вчених в цьому напрямку свідчать про успіхи в розробці технології модифікації ШН. Ними створені нитки «Капромед», в полімерну структуру яких включені антибактеріальні препарати діоксидин, хіноксидин, гентаміцин, йод та обліпихове масло [1]. Автором роботи [2] була проведена модифікація полікапроамідних ШН за рахунок покриття кремнійорганічним каучуком та фенолополівінілацетальною плівкоутворюючою композицією та застосована біологічно-активна речовина декаметоксин, що проявляє антимікробні та фунгіцидні властивості. Дослідження [3], проведені у 2015 році,

свідчать про ефективність іммобілізації антисептиків ДКМ (1,10-декаметилен), офтальмодеку та окомістину на поверхні ниток фірм «Golnit» та «Ethicon».

Існує думка, що сучасні досягнення у галузі нанотехнологій дозволяють покращити ШН шляхом введення до їхнього складу наноконпонентів. Відомо про спроби модифікації поліпропіленових ниток вуглецевими нанотрубками та наноконпонентами срібла [4]. Пошуки в цьому напрямку тривають.

Таким чином, розробка та застосування нових хірургічних шовних матеріалів є актуальними до сьогодні. Їх якість, вартість та насиченість ними ринку є особливо важливими чинниками для використання їх як в стаціонарній хірургії, так і в екстремальних умовах (бойові дії, техногенні аварії, радіаційне навантаження та ін.).

### Література:

1. Гоцинський В.Б. Про ефективність застосування антимікробних полімерних матеріалів в абдомінальній хірургії // Вісник наукових досліджень. - 1998. - № 1-2. - С. 82-83.
2. Іващенко О.А. Розробка технології модифікації полікапроамідних хірургічних ниток та дослідження їх властивостей: автореф. дис. канд. техн. наук: - спец. 05.17.15 «Технологія хім. волокон». - К., 2001. - 95 с.
3. Назарчук Г.Г. Розробка та застосування шовних матеріалів з антимікробними властивостями в офтальмології.: автореф. дис. канд. мед. наук: - спец. 03.00.07 «Мікробіологія». - Вінниця, 2015. - 44 с.
4. Скорук Р.В. Морфологічні зміни реакцій тканин печінки та скелетних м'язів на використання традиційного та наномодифікованого хірургічного шовного матеріалу /Актуальні питання теоретичної та клінічної медицини: зб. тез доповідей за матеріалами міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 квіт. 2013 р., Суми, 2013. - С. 11-12.

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

## К ПРОБЛЕМЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТИПА МЕХАНИЗМОВ РЕАКЦИЙ МЕХАНОСИНТЕЗА НА ПРИМЕРЕ СИЛИЦИДОВ *d*-МЕТАЛЛОВ

Уварова И.В., Кудь И.В., Грищичина Л.Н., Ерёмченко Л.И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [uvarova@materials.kiev.ua](mailto:uvarova@materials.kiev.ua)

Известно, что при интерпретации признаков фазоизменений при механосинтезе силицидов переходных *d*-металлов IV-й, V- и VI групп существует ряд противоречий в оценках роли факторов атомной и электронной природы. В связи с этим **целью доклада** является обсуждение применимости концепции атомно-изоморфных замещений для анализа предпосылок энергетической выгодности для силицидов *d*-металлов протекания механосинтеза конкретного типа. Так, используя АК I, прогнозирующие энергетические и размерные предпосылки с учётом  $+15\% \Delta N/N\%$  критерия для парных комбинаций состава «Si – *d*-металл», можно спрогнозировать по склонности к изоморфным замещениям и твёрдорастворный механизм, так и не-изоморфность, способствующую началу локальных фазоизменений. Для комбинаций кремния с *4d*-металлами Zr, Nb и Mo из АК I следует объёмно-зависящее изменение энергодинамического потенциала

$\Delta K_e/K_e$  то согласуется с признаками механосинтеза, развивающегося за счёт экзотермического процесса в системе по МСР – механизму. Но в комбинациях «Si–*3d*-металл» тип реакций по признакам ближе к твёрдорастворному, что согласуется и с данными по АК I, и с 16-м изоморфным рядом В.И. Вернадского Si, Ti, Mn, Th, Sn, где для кремния титан является изоморфным.

Из этого следует, что в парной комбинации «Si – Ti» реакция механосинтеза будет скорее твёрдорастворной. Хотя у предыдущего скандия «Si–Sc» и его аналога Y, имеющих больший разброс значений  $\Delta N/N\%$ , реальнее именно механосинтез силицидов.

**Вывод:** В перспективе исследования в данном направлении авторы видят в изучении роли факторов электронной природы компонентов и примесных элементов, являющихся скрытно действующими регуляторами механосинтеза.

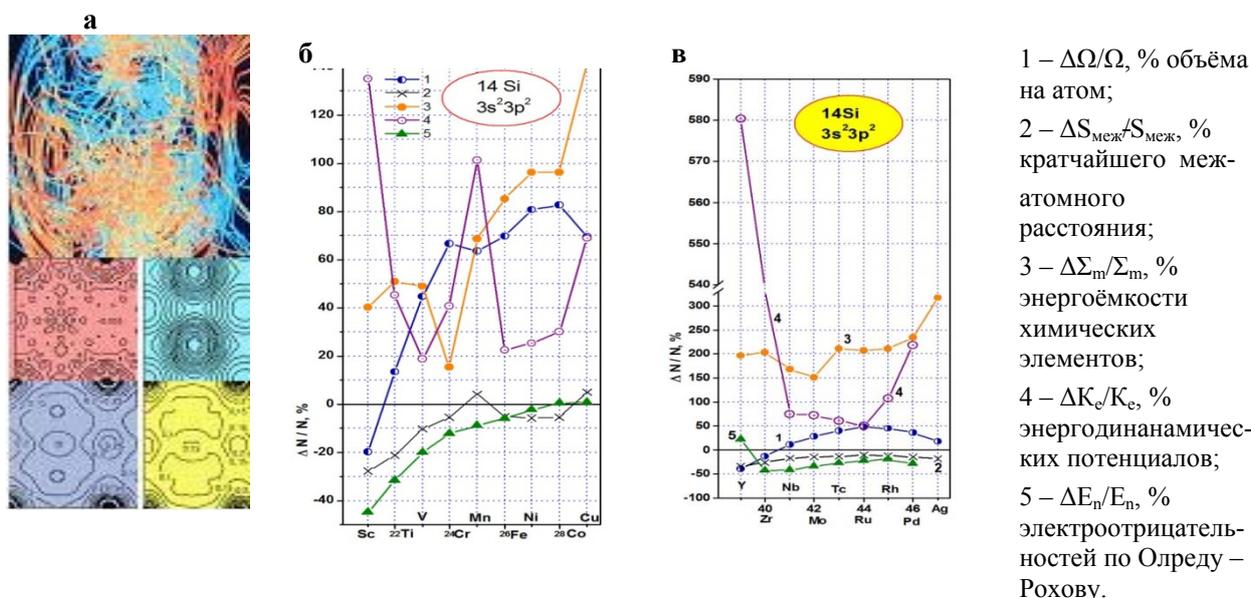


Рис. 1. Энергетические потоки разлома, активирующие локальную дефектность в системе – *a*; *б*– и *в*– Аттестационные Карты АК I «Легирующий элемент – Ряд *d*-металлов–растворителей».

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

## ПРИМЕНЕНИЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ ПРИ БУРЕНИИ ТВЁРДЫХ ГОРНЫХ ПОРОД В ОСОБО СЛОЖНЫХ ГЕОЛОГО-ТЕХНИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

Найдич Ю.В., Бугаёв А.А., Уманский В.П.

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

Приведен краткий обзор исследований по применению синтетических алмазов в буровом алмазном инструменте - буровых коронках. В отличие от многих имеющихся в литературе данных по алмазному буровому инструменту, в настоящей работе сделан акцент на изготовление алмазных буровых коронок, предназначенных для эксплуатации в особо жёстких, экстремальных условиях. Представлены методы сортировки алмазов и их отбора по форме, размерам и прочности для бурения самых твёрдых и абразивных пород в наиболее сложных геолого-технических условиях при большой трещиноватости пород, вибрации бурового снаряда, катастрофическом поглощении промывочной жидкости, бурении по пустотам, заполненным обломками пород и т.д. Подробно рассмотрен ряд факторов, влияющих на работоспособность инструмента, среди которых: выбор сырья (алмазных зёрен), особенности технологии формования инструмента с использованием металлизации алмазных зёрен и адгезионного закрепления их в матрице, применение усовершенствованных подрезных алмазо-твердосплавных вставок и специальной схемы их размещения в рабочей части коронок. Подробно рассмотрены свойства синтетических алмазов, их рабочие показатели и возможность использования при жёстких эксплуатационных режимах в широком интервале размеров от 650 до 160 мкм. Прочность алмазных зёрен снижается с уменьшением их размеров, а удельная прочность и допустимые нагрузки на алмазы и на коронку, оснащённую этими алмазами, растут, достигая максимума для алмазов зернистостью 250/200. Именно эти алмазы рекомендуются для бурения в породах наивысшей категории буримости – X-XII. Представлены также результаты исследований, проведенных в ИПМ НАНУ по разработке и испытанию буровых алмазных коронок типа БА (буровых, адгезионно- активных). Опытные коронки, оснащённые по боковым поверхностям вставками из нового материала АВКМ (алмазный вольфрамо-кобальтовый

макрокомпозит) размером  $6 \times 5 \times 3$  мм и алмазоносными канавками на поверхности [1] показали высокую стойкость по диаметру в сравнении с серийными, хотя и оснащенными природными алмазами. А разработка новых вставок АВКМ, оснащённых по двум взаимно-перпендикулярным плоскостям, позволяющим работать и в боковой поверхности, и в торце, обеспечило повышение стойкости в 1,8–2,0 раза в сравнении как с серийными, так и опытными коронками. Для более тщательных исследований стойкости и работоспособности отдельных конструктивных элементов коронки была сконструирована специальная модель: полый стальной цилиндр диаметром 22 мм, по торцу которого припаяна пара испытуемых элементов, моделирующих реальную коронку, а также стенд для испытаний. Приведены данные сравнительных испытаний вставок АВКМ с алмазами трёх групп: природных А 1000/800 и синтетических марки АС500 с зернистостью 500/425 и 425/300, а также вставок с матрицей ВК 6 + Си, импрегнированной алмазами тех же трёх зернистостей. Испытания показали, что износостойкость вставок АВКМ значительно выше, чем вставок ВК 6+Си. С использованием более мелких алмазов возрастают скорость бурения (подача) и износостойкость моделей буровых коронок. Увеличивается скорость бурения и износостойкость с ростом количества алмазоносных канавок. И самое важное: модели буровых коронок, оснащённые вставками АВКМ с алмазами АС500 425/300, показали рекордные скорость бурения и износостойкость. Эти вставки рекомендованы для промышленных алмазных буровых коронок.

1. Пат. 85947 Україна Спосіб виготовлення алмазно-твердосплавного макрокомпозитного матеріалу /Ю. В. Найдич, О. О. Бугайов, В. О. Євдокімов, А. А. Адамовський, В. П. Уманський, та інш. – Оpubл. 10.03.2009.

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

## СТРУКТУРА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ

**Великанова Т.А., Карпец М.В., Осокин Г.А., Заславский А.М.<sup>(1)</sup>**

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

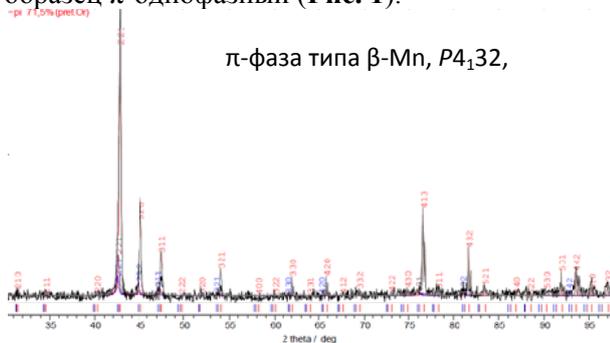
<sup>(1)</sup>Украинский государственный научно-исследовательский институт “Ресурс”,  
ул. Казимира Малевича, 84, Киев, 03150, Украина

Система Fe–Mo–Cr–C – основа высоколегированных молибденовых инструментальных сталей. Их эксплуатационные свойства определяются фазово-структурными превращениями, в которых среди прочих принимает участие стабильный при высоких температурах четырёх-компонентный карбоинтерметаллид —  $\pi$ -фаза типа  $\beta$ -Mn стехиометрии  $Fe_{4,5}MoCr_{2,5}C$  [1]. Фаза конгруэнтно кристаллизуется из расплава и имеет широкую область гомогенности.

Цель работы – изучение структурных особенностей полученного в [2]. сплава состава стехиометрии  $\pi$ -фазы системы Fe–Mo–Cr–C.

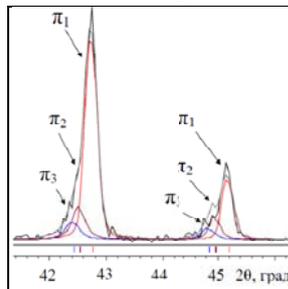
Образец для исследования – шлиф массивного сплава химического состава  $Fe_{51,9}Mo_{11,1}Cr_{26,3}C_{10,7}$  (по данным мокрого химического и ЛРСА анализов), % ат., протравленный горячим раствором Мураками. При комнатной температуре образец проявил высокую химическую устойчивость по отношению к широкому ряду кислотных, щелочных и органических травителей.

Дифрактометрически (ДРОН-УМ1,  $Cu-K\alpha$ -излучение, графитовый монохроматор на дифрагированном пучке, экспозиция в точке 3 с, шаг сканирования  $0,05^\circ$ ), на первый взгляд, образец  $\pi$ -однофазный (Рис. 1).



**Рис. 1. Результат полнопрофильного Rietveld-анализа картины дифракции рентгеновского излучения от протравленного шлифа однофазного  $\pi$ -сплава состава  $Fe_{51,9}Mo_{11,1}Cr_{26,3}C_{10,7}$**

Детальный Rietveld-анализ профилей дифракционных максимумов выявил суперпозицию трёх систем отражений, соответствующих изоструктурным фазам типа  $\beta$ -Mn с периодами кристаллической решетки:  $a_{\pi_1} = 6,3378$  нм, коэффициент текстуры  $\tau(431) = 0,3500$  в рамках March-Dollase-модели;  $a_{\pi_2} = 6,3690$  нм;  $a_{\pi_3} = 6,3846$  нм (Рис. 2).



**Рис. 2. Фрагмент рисунка 1 в интервале углов  $41,5 \div 46,5$  град.**



**Рис. 3. Микроструктура сплава состава  $Fe_{51,9}Mo_{11,1}Cr_{26,3}C_{10,7}$ ;  $\times 200$**

Сравнительным анализом данных рентгеновской дифрактометрии (Рис. 2) и микро-структурного исследования (Рис. 3) идентифицированы морфологические составляющие исследованного сплава, а именно: первично кристаллизующаяся в виде пластинчатых образований обогащённая, по видимому, хромом  $\pi_1$ -фаза, округлые кристаллиты  $\pi_2$ -фазы и высокодисперсная обогащённая молибденом  $\pi_3$ -матрица.

### Литература

1. Великанова Т. А. Стабильність структури типу  $\beta$ -Mn в швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпец // Порошковая металлургия. – 2011. – № 7/8. – С. 108-117.
2. Великанова Т.А., Карпец М.В., Рудык Н.Д., Подрезов Ю.Н., Заславский А.М. Высокотемпературная  $\beta$ -Mn-подобная фаза в системе Fe–Mo–Cr–C // Тезисы докладов 5-й Международной Конференции HighMatTech, 5-8 октября 2015 г. Киев, Украина. – С. 129.

# СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## 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)

Компьютерный синтез процессов производства материалов с требуемыми (в том числе, экстремальными) свойствами выполняется с применением **методологии, методов и программного обеспечения компьютерного комплекса управления качеством** [1]. Это позволяет оценивать качество процессов данного направления набором, объединяющим свойства создаваемого материала и, показатели процесса его производства, важное место среди которых занимает воспроизводимость свойств. Управление всей совокупностью показателей качества осуществляется с учетом внутрисистемных нелинейных связей, взаимозависимости и противоречивости характеристик, уровень которых определяется не только, а зачастую и не столько значениями параметров, сколько сочетаниями этих значений. Принимаются во внимание также случайные изменения значений входных параметров под воздействием внутренних и внешних дестабилизирующих факторов порождающих случайность показателей процесса и свойств материала. 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 процесса производства конкретного материала/покрытия. На множестве областей устойчивости выбирается технически оптимальный вариант процесса, который обеспечивает и требуемое качество, и необходимый уровень воспроизводимости этого качества при производственной реализации [2]. Таков результат применения компьютерного комплекса управления качеством на первом этапе жизненного цикла материала/покрытия, предназначенного для работы в экстремальных условиях.

1. Витязь П.А., Жилинский О.В., Лактюшина Т.В., Марочкина С.И. Применение инновационной 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.

# СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНТЕГРАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Ce-Cu-Sb

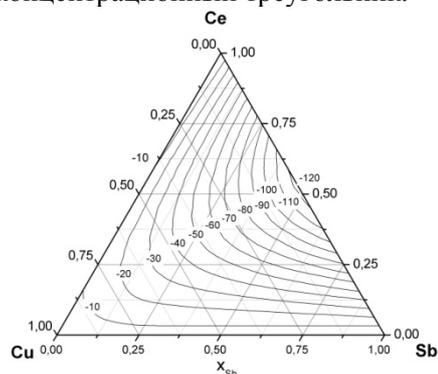
**Котова Н.В., Усенко Н.И., Головатая Н.В.**

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

Редкоземельные антимониды, особенно многокомпонентные фазы, содержащие переходные металлы, вызывают большой интерес из-за их важных физических свойств и особенностей электронной структуры (анизотропные магнитные и электрические свойства тройных соединений  $CeTSb_2$  (где  $T = Cu, Au, Ni$ ),  $Ce_3Cu_3Sb_4$  – полупроводниковый ферромагнетик на основе церия).

Ранее нами методом высокотемпературной изопериболической калориметрии исследованы энтальпии смешения ( $\Delta_m H$ ) расплавов систем: Ce-Co(Fe)-Sb ([1], 1600 К и [2], 1700 К, соответственно), а для расплавов Ce-Ni-Sb в [3] смоделированы  $\Delta_m H$  с применением «геометрических» методов расчета свойств тройных систем. Теперь мы продолжили исследование свойств систем ряда Ce-3d-металл-Sb, рассмотрев купрумсодержащую систему. Известно лишь исследование фазовых равновесий системы Ce-Cu-Sb методом рентгеновской дифракции на порошке, электронно-зондового рентгеновского анализа [4], где построена изотерма при 670/870 К и определены 5 тройных соединений:  $CeCu_2Sb_2$ ,  $Ce_3Cu_3Sb_4$ ,  $CeCuSb_2$ ,  $Ce_{50}Cu_8Sb_{42}$ ,  $Ce_2Cu_{0,2}Sb_{0,8}$ . Для получения представления об энергетике взаимодействия компонентов в расплавах этой системы мы смоделировали величины  $\Delta_m H$ , используя данные для граничных двойных систем. Мы основывались на таких сведениях о  $\Delta_m H$  расплавов граничных систем: Sb-Ce – [1], калориметрия при 1600 К ( $\Delta_m H^{extr.} = -123.0$  кДж моль<sup>-1</sup>); Cu-Sb – [5], термодинамическое моделирование с применением процедуры ThermoCalc на основе экспериментальной информации (при 1375 К  $\Delta_m H^{extr.} = -5.9$  кДж моль<sup>-1</sup>); Cu-Ce – [6], калориметрия при 1523 К ( $\Delta_m H^{extr.} = -12.3 \pm 0.6$  кДж моль<sup>-1</sup>). Наиболее подобной к Ce-Cu-Sb по соотношению энергетике взаимодействия компонентов в граничных двойных системах из всех исследованных нами ранее систем ряда Ce-

Fe(Co, Ni)-Sb является система Ce-Co-Sb. Поэтому мы применили для описания свойств Ce-Cu-Sb метод Тупа (с использованием в качестве базисной граничной системы Cu-Sb), который обеспечил минимальное отклонение значений экспериментальных энтальпий от смоделированных (4 % отн.) в системе Ce-Co-Sb. На рисунке представлены проекции полученных изолиний  $\Delta_m H$  расплавов Ce-Cu-Sb на концентрационный треугольник.



Значение рассчитанной нами  $\Delta_m H^{extr.}$  тройных расплавов равно  $-121.4$  кДж моль<sup>-1</sup>, что не превышает аналогичную величину в расплавах Sb-Ce. Установлено монотонное увеличение экзотермических значений  $\Delta_m H$  от угла купрума к стороне треугольника, образованного Sb-Ce, которая отличается наибольшей энергетикой взаимодействия компонентов среди трех граничных двойных систем. Область максимального взаимодействия компонентов в жидком состоянии в этой системе полностью соответствует концентрационному интервалу существования в твердом состоянии тройных соединений согласно [4], что свидетельствует о сохранении существенного приоритетного взаимодействия между разноименными компонентами и в жидком состоянии.

1. Usenko N., Kotova N., Ivanov M. (et al) (2013). *Int J Mater. Res.*, **104**, 1, 46.
2. Usenko N., Kotova N., Ivanov M. (et al) (2016). *Int J Mater. Res.*, **107**, 1, 13.
3. Котова Н.В., Усенко Н.И., (2015). *Вісник УМТ*, **8**, 52.
4. Morozkin A.V., Nikiforov V.N., Imaoka N. (et al). *J Alloy Compd*, **422**, L5.
5. Gierlotka W., Jendrzeczyk-Handzlik D. (2009) *J Alloy Compd*. **484**, 1-2, 172.
6. Турчанин М.А., Николаенко И.В., Баталин Г.И., (1988). *Расплавы*, **2**, 1, 25

# СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ РАВНОВЕСИЙ В СИСТЕМЕ С-W-H

Бондаренко В.П., Матвейчук А.А.

Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2, 04074, Киев, Украина, [matviichuk@ism.kiev.ua](mailto:matviichuk@ism.kiev.ua)

Карбид вольфрама WC широко используется для производства изделий инструментального и конструкционного назначения, в защитных и функциональных покрытиях, работающих в экстремальных условиях. Свойства таких материалов в значительной степени будут зависеть от имеющихся в WC примесей W, W<sub>2</sub>C и C. Решение проблемы производства карбида вольфрама WC без указанных примесей является важной производственной задачей, для решения которой необходимо провести глубокую оценку химических равновесий в системе С-W-H. Поэтому целью данной работы являлось изучение химических равновесий в системе С-W-H с помощью программы FactSage [1].

Предварительные расчеты равновесных состояний показали, что для исключения в WC примесей W<sub>2</sub>C, синтез WC необходимо вести при температурах ниже 1320 °С. При этих температурах с термодинамической точки зрения в системе С-W-H существует лишь карбид WC, что упрощает рассмотрение данной системы, т.к. для получения WC без примесей в интервале температур 100-1320 °С необходимо не допускать появления в WC только примесей W и C. Для этого на концентрационном треугольнике системы С-W-H были проведены предполагаемые квазибинарные разрезы: WC-CH<sub>4</sub>, WC-H и W-CH<sub>4</sub>, для которых были проведены расчеты равновесных составов в зависимости от температуры. Оценка проводилась согласно методики и терминологии работы [2].

Расчеты химических равновесий различных составов, находящихся на предполагаемых квазибинарных разрезах, позволили установить, что в системе С-W-H существуют 2 разреза: квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub> и частично квазибинарный разрез WC-H. При этом разрез WC-CH<sub>4</sub> действительный при температурах 100-1320 °С, а разрез WC-H – при температурах 700-1320 °С. В связи с этим, на концентрационном треугольнике С-W-H при температурах 100-700 °С необходимо указывать один квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub>, а при температурах 700-1320 °С – два разреза: квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub> и частично квазибинарный разрез WC-H (рис. 1, 2).

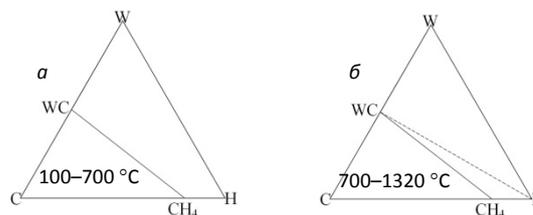


Рис. 1. Концентрационные треугольники системы С-W-H с квазибинарными разрезами: квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub> (а); квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub> и частично квазибинарный разрез WC-H (б).

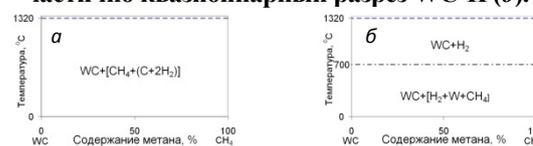


Рис. 2. Квазибинарные политермические разрезы системы С-W-H: квазибинарный разрез особого вида WC-CH<sub>4</sub> (а); б – частично квазибинарный разрез WC-H (б).

Анализ полученных результатов указывает на то, что с термодинамической точки зрения получить WC, не содержащий вольфрама или углерода, при нагревании и охлаждении смесей WC и H<sub>2</sub> или WC и CH<sub>4</sub>, невозможно, т.к. при охлаждении смеси WC и H<sub>2</sub> при температурах ниже 700 °С в продуктах реакции из-за обезуглероживания WC водородом будет присутствовать вольфрам, а при нагреве смеси WC и CH<sub>4</sub> в продуктах реакции будет присутствовать свободный углерод, который при охлаждении ниже 1000 °С из-за кинетического торможения удалить будет невозможно. Исходя из этого нами сделан вывод, что для получения WC, не содержащего свободный W и C, необходимо применять только неравновесные процессы [3].

1. Bale C. W. and Bélisle E., Fact-Web suite of interactive programs, [www.factsage.com](http://www.factsage.com)
2. Бондаренко В.П., Матвейчук А.А. Компьютерное моделирование химических равновесий в тройной системе углерод-водород-кислород // Энерготехнологии и ресурсосбережение № 5/6, 2015. – С. 43–54.
3. Бондаренко В.П., Матвейчук А.А. Компьютерное моделирование химических равновесий в тройной системе С-W-H // Энерготехнологии и ресурсосбережение, 2016 (в печати).

# СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ ДВОЙНОЙ СИСТЕМЫ Ce-Sb

**Головатая Н.В., 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)

Физико-химические свойства сплавов редкоземельных металлов со стибием, демонстрирующих уникальные термоэлектрические и магнитные свойства, интенсивно исследуются в последнее время. Термодинамические данные для сплавов Ce-Sb являются очень важной информацией для расчета фазовых равновесий в мультикомпонентных сплавах с целью определения составов сплавов, отличающихся наилучшими технологическими свойствами.

На фазовой диаграмме системы Ce-Sb [1] существует несколько интерметаллидов, из которых наиболее термически стабильным является конгруэнтно плавящееся соединение CeSb. Теплоты образования интерметаллидов  $Ce_2Sb$ ,  $Ce_3Sb_3$ ,  $Ce_4Sb_3$ , CeSb и  $CeSb_2$ , определенные при 300 К с использованием метода прямой изопериболической калориметрии [2], характеризуются очень значительными экзотермическими величинами (например,  $\Delta_f H_{CeSb} = -126,4$  кДж·моль<sup>-1</sup>). Нами в [3] методом высокотемпературной калориметрии определены при 1600 К термодинамические свойства ( $\Delta_m H$ ) расплавов системы Ce-Sb. Так,  $\Delta_m H$  расплавов системы Ce-Sb является чрезвычайно большой экзотермической величиной и достигает минимума в  $-123$  кДж·моль<sup>-1</sup> вблизи состава 55 ат. % церия.

В настоящей работе для определения всего спектра термодинамических величин мы провели расчет концентрационных зависимостей  $a_i$  (активностей компонентов),  $\Delta_m H$ ,  $\Delta_m G$  и  $\Delta_m S$  по модели идеального ассоциированного раствора (МИАР) на основе наших экспериментальных данных для  $\Delta_m H$  [3], сведений о фазовых равновесиях и составе твердых соединений согласно [1] и величин образования существующих интерметаллидов  $\Delta_f H$  [2]. Было принято, что в расплаве сосуществуют ассоциаты состава  $Ce_2Sb$ , CeSb и  $CeSb_2$ . На рисунке 1 показаны рассчитанные концентрационные зависимости активностей компонентов и ассоциатов указанного состава.

Видно, что расплавы системы Ce-Sb характеризуются очень значительными отрицательными отклонениями от идеального раствора для двух компонентов.

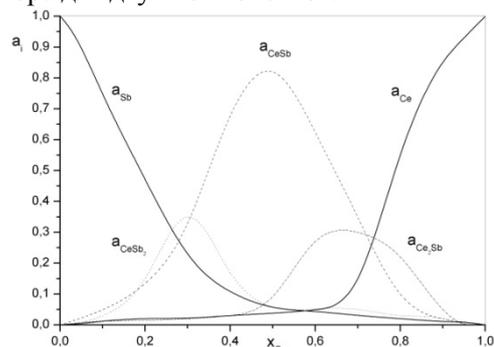


Рисунок 1

На рисунке 2 проведено сравнение рассчитанных по МИАР значений  $\Delta_m H$  расплавов Ce-Sb и полученных экспериментально в [3].

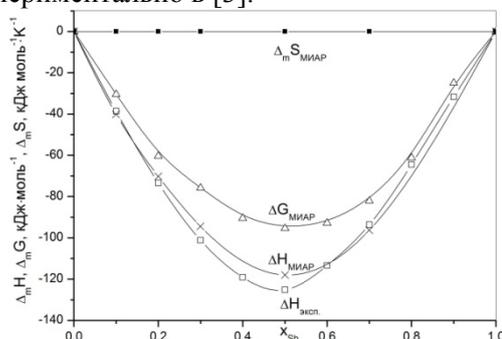


Рисунок 2

Можно констатировать довольно удовлетворительное согласие между этими двумя величинами как для системы, отличающейся чрезвычайно высокими экзотермическими значениями энтальпий при сплавообразовании. Также на этом рисунке представлены рассчитанные по МИАР зависимости от состава  $\Delta_m G$  и  $\Delta_m S$ .

1. Su X., Tedenac J.-C., CALPHAD, 2006, 30(4), 455-460.
2. Borseese A., Borzone G., Mazzone D., Ferro R., J. Less-Comm. Met., 1981, 79(1), P. 57-63.
3. Usenko N., Kotova N., Ivanov M., Berezutski V., Internat. J. Mater. Res., 2013, 104(1), 46-50.

# СЕКЦИЯ В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## ЭНТАЛЬПИИ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ Sb С 3d - МЕТАЛЛАМИ

Пастушенко К.Ю., Судавцова В.С., Березуцкий В.В., Иванов М.И.  
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [dep6@ipms.kiev.ua](mailto:dep6@ipms.kiev.ua)

Сплавы сурьмы с переходными металлами (Cr, Mn, Fe, Co, Ni) являются основой многокомпонентных систем проявляющих уникальные термоэлектрические и магнитные свойства. Термодинамические данные для расплавов Cr-Sb представляют интерес для расчетов фазовых равновесий в системе Se-Cr-Sb с целью нахождения фаз с максимальной термоэлектрической эффективностью.

Энтальпии смешения в расплавах Cr-Sb были определены методом калориметрии при 1600 К. В ходе опытов определяли парциальные энтальпии смешения ( $\overline{\Delta H}_{Cr}$ ,  $\overline{\Delta H}_{Sb}$ ) путем введения навесок компонентов в жидкий металл (Cr, Sb) или в расплав Cr-Sb при 1600 К и 1700 К. Тепловые эффекты растворения регистрировались на термических кривых (зависимости изменения температуры расплава  $\Delta T$  от времени). Условие теплового баланса при сбрасывании в расплав металла записывается так:

$$\kappa \int \Delta T(t) dt = \Delta H_{Me}^T + \overline{\Delta H}_{Me} + \Delta H_{Me}^m$$

где  $\Delta H_{Me}^T$  – энтальпия нагрева 1 моль металла от 298 К до температуры расплава T,  $\kappa$  – коэффициент теплообмена,  $\Delta H_{Me}^m$  – энтальпия плавления металла. Полученный массив значений  $\overline{\Delta H}_{Me}$  представляли в виде концентрационной зависимости для одного из компонентов, статистически обрабатывали по методу наименьших квадратов с использованием ортогональных полиномов.

Для парциальной энтальпии смешения сурьмы было получено уравнение:

$$\overline{\Delta H}_{Sb} = (1-x)^2 (-5,3 - 12,6x + 79,0x^2 - 838,2x^3 + 26,1x^4 - 2902,9x^5 + 1036,6x^6)$$

где  $x = x_{Sb}$  и  $0 \leq x \leq 1$ .

По данной зависимости с помощью уравнения Гиббса-Дюгема были рассчитаны парциальные энтальпии для переохлажденного жидкого железа и интегральные энтальпии смешения (таблица). Энтальпии смешения расплавов Cr-Sb указывают на слабые

экзотермические эффекты; минимальное значение  $\Delta H$  коррелирует с образованием фазы  $Cr_{1\pm x}Sb$  вблизи эквиатомного состава.

Таблица

Энтальпии смешения в расплавах Cr-Sb при 1600 К, кДж/моль

$x_{Sb}$	$-\Delta H$	$-\overline{\Delta H}_{Sb}$	$-\overline{\Delta H}_{Cr}$
0	0	$5,3 \pm 0,6$	0
0,1	$0,5 \pm 0,1$	$5,2 \pm 0,3$	0
0,2	$1,0 \pm 0,1$	$5,1 \pm 0,2$	0,01
0,3	$1,5 \pm 0,1$	$4,8 \pm 0,2$	$0,1 \pm 0,1$
0,4	$1,9 \pm 0,2$	$3,6 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,2$
0,5	$2,1 \pm 0,2$	$2,0 \pm 0,2$	$2,1 \pm 0,3$
0,6	$1,9 \pm 0,3$	$0,7 \pm 0,1$	$3,6 \pm 0,4$
0,7	$1,5 \pm 0,2$	$0,2 \pm 0,1$	$4,6 \pm 0,5$

Используя полученные нами термодинамические свойства расплавов системы Cr-Sb и известные из литературы энтальпии образования стибидов хрома, мы по модели идеально ассоциированных растворов (ИАР) рассчитали активности компонентов (рисунок). Видно, что активности компонентов этих расплавов проявляют очень небольшие отрицательные отклонения от идеальных растворов. Это коррелирует с поведением сплавов в твердом и жидком состояниях. Как было указано выше, энтальпии смешения этих расплавов являются небольшими отрицательными величинами (экзотермичными).

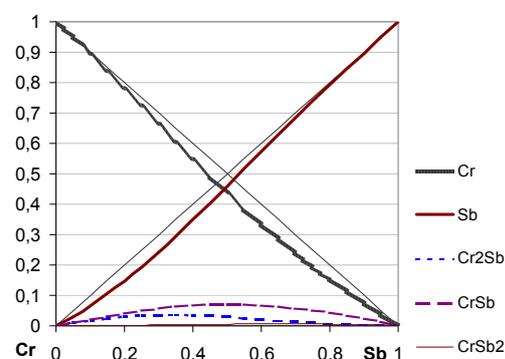


Рисунок. Активности компонентов и мольные доли ассоциатов расплавов системы Cr-Sb.

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

## СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ ТОНКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

**Гарибашвили В.И., Мириджанашвили З.М., Канделаки А.З.**

Институт металлургии и материаловедения им. Ф.Н.Тавадзе  
ул. Миндели, 10, Тбилиси, Грузия, [v.garibashvili@gmail.com](mailto:v.garibashvili@gmail.com)

Для получения композиционных порошков различного назначения широко используется метод механического легирования в высокоэнергетических атриторных мельницах. Однако зависимость эффективности этого метода от дисперсности исходных порошков мало изучена. Целью настоящей работы являлось изучение процессов сплаво- и структурообразования при получении композиционного порошка никель+20%хрома, дисперсноупрочненного частицами оксида алюминия ( $\leq 5\%$ ). Порошок предназначен в качестве материала для изготовления жаростойких, износостойких изделий и покрытий.

Исходным сырьем служили: порошок никеля марки ПНЭ, дисперсностью  $\leq 63\text{мкм}$ ; порошок хрома, полученный магнийтермическим восстановлением хлорида хрома и порошок оксида алюминия марки L 5/40, в котором количество фракции крупнее  $40\text{мкм}$  не превышало 10% общей массы. Для сравнительного анализа часть порошков хрома подвергалась дальнейшему помолу в магнитном индукционном вращателе. Эксперименты по измельчению проводились с использованием рабочих цилиндрических тел ( $11 \times 1\text{мм}$ ) из стали ШХ-45 при частоте их вращения 8000 об/мин. После 25 минутного помола максимальные размеры -  $450\text{-}500\text{нм}$  имели 30% частиц порошка хрома, а в результате 50 минутного диспергирования количество частиц хрома с максимальным диаметром  $250\text{нм}$  составляло 45%.

Механическое легирование осуществлялось в аргонной атмосфере с помощью вертикальной атриторной мельницы. Стационарный водоохлаждаемый корпус и ось атритора изготовлены из стали 45. На вращающейся оси размещены 5 разнонаправленных биллов (крыльев), из пружинной стали 60Г. Испытания проводились при скорости вращения вала 730 об/мин. В качестве рабочих тел служили шары из стали ШХ15 диаметром 5 мм. Соотношение масс шаров и обрабатываемого материала поддерживалось - 15:1.

Микроструктурные исследования отдельных частиц полученных порошков, проводимые при 2000 кратном увеличении, фиксируют металлическую основу с тонкими включениями керамической фазы - оксида алюминия. Рентгеноструктурный анализ показал уменьшение содержания свободного хрома по мере увеличения длительности процесса механического легирования. Последнее особенно ярко выражается при обработке более мелкодисперсных порошков.

Косвенным методом наблюдения за сплавообразованием в механически легированных порошках нами выбрано измерение магнитной восприимчивости по методу Гей-Фарадея-Сексмита. Измерения проводились на специально смонтированной установке. Между башмаками полюсов электромагнита создается магнитное поле до 4000 эрстед при силе тока 10 ампер. Измерение напряженности поля в зависимости от силы тока в катушках и расстоянии между полюсными башмаками производилось с помощью магнетометра. Значение магнитной восприимчивости определялось по результатам взвешивания порошка как в магнитном поле с точно фиксированной напряженностью, так и вне его.

Исследованиям были подвержены механически легированные порошки в исходном состоянии и после предварительного измельчения в магнитном индукционном вращателе. С увеличением времени обработки в атриторе магнитная восприимчивость уменьшалась. Минимальное значение восприимчивости фиксировалась после 6 часового легирования порошков, подвергнутых предварительному диспергированию. Эти исследования, в совокупности с рентгеноструктурным анализом, позволяют судить об образовании никель-хромового твердого раствора.

Измерения микротвердости также показывают, что эффективность упрочнения тем выше, чем мельче дисперсность исходных порошков, используемых при механическом легировании.

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

## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ С ДОБАВКАМИ УГЛЕРОДНЫХ ТРУБОК

**Пашенко Е.А., Лавриненко В.И., Ткач В.Н., Ильницкая Г.Д., Смоквина В.В., Пасечный О.О., Девицкий А.А., Зайцева И.Н., Тимошенко В.В., Ищенко Е.В.<sup>(1)</sup>, Гайдай С.В.<sup>(1)</sup>**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
Киев, Украина, [gil-ism@ukr.net](mailto:gil-ism@ukr.net), [izaitseva@ukr.net](mailto:izaitseva@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина

Развитие инструментального производства, необходимость в обработке новых труднообрабатываемых материалов, поиск путей энергосбережения диктует необходимость получения композиционных покрытий с новыми свойствами, позволяющими укреплять электризацией и функционированием термоЭДС в зоне контакта инструмента с деталью.

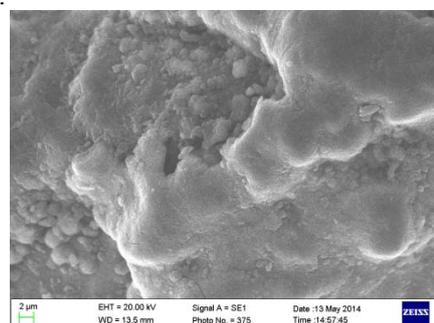
Металлизированные методом химического восстановления Ni (25 масс. %) порошки алмаза были покрыты методом обкатки в присутствии специального связующего тонкодисперсным порошком алюминия марки АСД крупностью –40 мкм. Добавки порошков углеродных трубок (УНТ) составляли не более 2 масс. %. Высушенные образцы спекали в печи в воздушной среде при температуре 850 °С. Степень металлизации алмазов с композиционным покрытием составляла 70 – 75 масс. %.

На рис. представлены электронно-микроскопические изображения алмазов марки АС20 100/80, металлизированные композиционным покрытием Ni-Al без добавок (а) и с добавками порошков углеродных нанотрубок (УНТ) – (б). Как следует с рис., на зернах алмаза металлизированных композиционным покрытием Ni-Al без добавок и с добавками УНТ сформирована плотная структура. Причем при добавлении УНТ в структуре покрытия просматривается скелетная структура углеродных нанотрубок (рис. б).

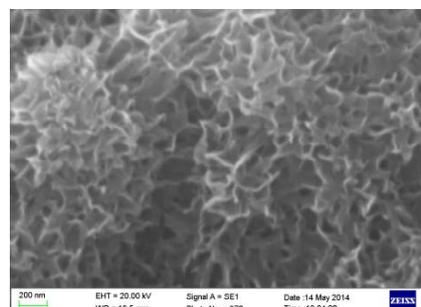
Оценивая фазовое состояние покрытий с учетом, что растворимость Ni в Al в твердом состоянии (640 °С) составляет 0,05 масс. %, а при 630 °С и выше мы предполагаем, возможно, образование фазы постоянного состава Ni<sub>3</sub>Al.

Для получения информации о состоянии поверхности шлифпорошков марки АС20 зернистости 100/80 исходных и металлизированных композиционным покрытием Ni-Al с добавками и без добавок

УНТ были сняты термодесорбционные спектры.



*a*



*b*

**Рис. Электронно-микроскопическое изображение поверхности алмазов марки АС20 100/80, металлизированных композиционным покрытием Ni-Al: а – исходные; б – с добавками углеродных трубок.**

На основании проведенных термодесорбционных исследований установлено, что создание на поверхности алмазов марки АС20 зернистости 100/80 металлизированных композиционных покрытий Ni-Al увеличивают их удельную площадь поверхности и повышают стойкость к окислению по сравнению с исходными шлифпорошками без металлизированных покрытий. Добавками УНТ обеспечивает образование скелетной структуры покрытия, что способствует увеличению удельной площади поверхности.

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

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ ДЛЯ КОМПАКТИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ ФАЗ

**Колодкевич Ю.И., Судник Л.В., Лученок А.Р., Ткачук В.С., Прихна Т.А.<sup>(1)</sup>, Басюк Т.В.<sup>(1)</sup>**

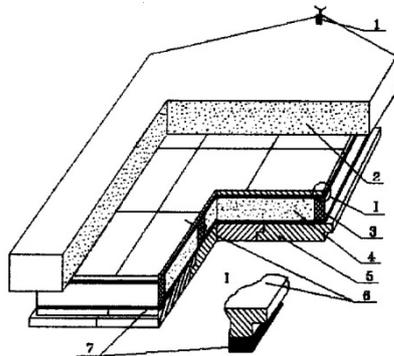
ОХП «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством»,

ул. Платонова, 12б, Минск, 220005, Беларусь, [juliakolodkevich@gmail.com](mailto:juliakolodkevich@gmail.com)

<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)

МАХ фазы – это тройные карбиды и нитриды переходных металлов, с общей формулой  $M_{n+1}AX_n$ , где  $n=1, 2$  или  $3$ ,  $M$  – ранний переходной металл (например, Ti, Cr, Nb, V),  $A$  – элементы А-группы (Al, Si и др.),  $X$  – С или N. Материалы на основе МАХ фаз (так называемые МАХ материалы) сочетают в себе свойства металлов и керамики, в частности обладают высокой тепло- и электропроводностью, но при этом низким коэффициентом теплового расширения, стойкостью к окислению при высоких температурах, устойчивостью к термоудару [1].

С целью создания объемных изделий из материалов на основе МАХ фаз была разработана технология компактирования порошков  $Ti_2AlC$  и  $Ti_3AlC_2$  с использованием метода ударно-волнового нагружения. Для создания ударной волны использовались промышленные низкобризантные взрывчатые вещества (аммонит БЖВ) по плоской схеме нагружения [2]. Параметры ударно-волнового нагружения: скорость детонационной волны  $D=4 \times 10^3$  м/с, давление 3 ГПа, масса заряда 4 кг.



1 – электродетонатор; 2 – заряд взрывчатого вещества; 3 – формообразующие элементы контейнера; 4 – обрабатываемый материал; 5 – пластины основания; 6 – пластины пуансона; 7 – картонные прокладки контейнера

**Рис. 1. Плоская схема ударно-волнового нагружения**

Исходные порошки были синтезированы в Институте сверхтвердых материалов НАН Украины (г. Киев, Украина) методом свободного спекания в вакууме при температуре 1350 °С.

Были получены образцы диаметром 3 см, высотой 0,5 см. Содержание  $Ti_2AlC$  в полученных компактах составляет 96 масс.%, причем наблюдается увеличение содержания МАХ фазы структурного типа 211 с 86 до 96 масс.% после компактирования и снижение содержания TiC с 11 до 3 масс.%. Пористость образцов составляет 17-19 %.

Для образцов, содержащих фазу  $Ti_3AlC_2$ , наблюдается частичное разрушение фазы структурного типа 312 с образованием МАХ фазы  $Ti_2AlC$  (в пределах от 0,2 до 17 масс.%) и TiC. Однако содержание  $Ti_3AlC_2$  по-прежнему остается довольно высоким и находится в диапазоне 78-92 масс.%. отмечено также снижение пористости компактов  $Ti_3AlC_2$  (~13 %) по сравнению со значениями пористости образцов, синтезированных в вакууме (~20 %).

В результате проведенных работ была показана принципиальная возможность уплотнения МАХ материалов методом ударно-волнового нагружения.

1. Barsoum, M. W. The  $M_{n+1}AX_n$ : A new class of solids; thermodynamically stable nanolaminates [Текст] / M. W. Barsoum // Progress in Solid State Chemistry. – 2000. – No 28. – P. 201–281.

2. Пат. RU 2193947. Устройство ударно-волновой активации порошковых материалов [Текст] / Атрощенко Э. С., Розен А. Е., Прыщак А. В., Усатый С. Г., Логинов О. Н. // Заявлено 05.04.2001, опубл. 10.12.2002.

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

## ІЗОТЕРМІЧНИЙ ПЕРЕРІЗ ДІАГРАМИ СТАНУ СИСТЕМИ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$ ПРИ 1400 °С

**Тищенко Я.С., Лакиза С.М., Дудник О.В.**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [tyshjana@ukr.net](mailto:tyshjana@ukr.net)

В системі  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  можливе створення ряду різних за призначенням матеріалів. Це, перш за все, високо температурні конструкційні композиційні матеріали на основі спрямовано закристилізованих двофазних і трифазних евтектик, матеріали для твердих електролітів, польових хімічних датчиків, електроліт-ізолятор-напівпровідникових датчиків, рН-чутливих мембран, носіїв каталізаторів, фероелектричних/діелектричних компонентів пристроїв. Для їх успішного синтезу і використання необхідне знання діаграм стану.

Мета цього дослідження – побудова ізотермічного перерізу діаграми стану системи  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  при 1400 °С, що є частиною систематичних досліджень взаємодії в системах  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Ln}_2\text{O}_3$ , де Ln = (La, Nd, Gd, Er, Yb та Y).

Подвійні обмежуючі системи вивчені досить повно і побудовані їх діаграми стану.

Виходячи з подвійних обмежуючих систем, а також даних про триангуляцію системи  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$  (в друці), в системі  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  спрогнозовано квазібінарні перерізи  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ . Крім них існуюча сполука  $\text{Gd}_2\text{TiO}_5$ , яка утворюється за перитектичною реакцією  $\text{L}+\text{F}\rightleftharpoons\text{Gd}_2\text{TiO}_5$  (1775 °С) створює в чотирикутнику  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7\text{--Gd}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9$  дві пари конкуруючих перерізів:  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Gd}_2\text{TiO}_5/\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  та  $\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{TiO}_5/\text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ .

Зразки готували хімічним методом, відпалювали у повітрі при 1400 °С протягом 80 годин та аналізували методом РФА (CuK $\alpha$ -випромінювання з Ni-фільтром).

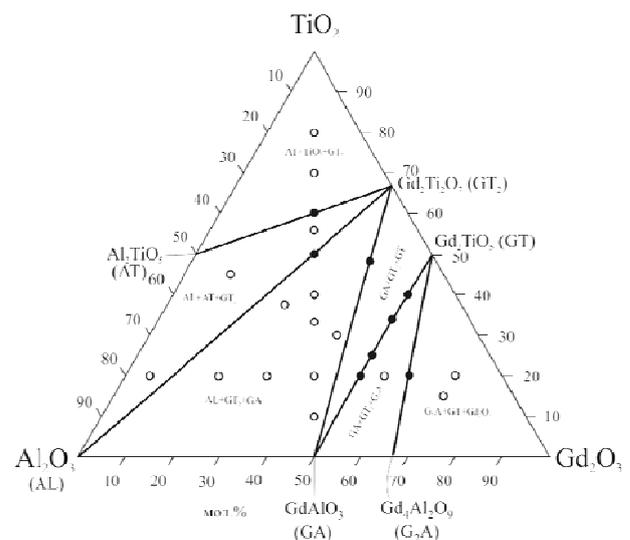
Отримані результати дозволили побудувати ізотермічні перерізи діаграми стану системи  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  при 1400 °С (рис.). На даному перерізі знайдено одинадцять областей, з яких п'ять вузьких двофазних  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ ,  $\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ ,  $\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{TiO}_5$ ,  $\text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9\text{--Gd}_2\text{TiO}_5$ , та шість трифазних:  $\text{TiO}_2\text{--Al}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ ,  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7\text{--Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7\text{--GdAlO}_3$ ,

$\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7\text{--Gd}_2\text{TiO}_5$ ,  $\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ ,  $\text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9\text{--Gd}_2\text{TiO}_5\text{--Gd}_2\text{O}_3$ .

В результаті проведеного дослідження встановлено фазові рівноваги в системі  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  при 1400 °С шляхом побудови ізотермічного перерізу діаграми стану системи при цій температурі.

Нових фаз і помітних областей розчинності на основі компонентів і подвійних сполук в потрійній системі, як і прогнозувалося, не виявлено. Триангуляція системи визначається фазою  $\text{Gd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ , яка знаходиться в рівновазі з сполуками  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ,  $\text{GdAlO}_3$  та компонентами системи  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . В результаті існування фази  $\text{Gd}_2\text{TiO}_5$  в подвійній обмежуючій системі  $\text{TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  нижче 1775 °С з'являються частково квазібінарні перерізи  $\text{GdAlO}_3\text{--Gd}_2\text{TiO}_5$  та  $\text{Gd}_4\text{Al}_2\text{O}_9\text{--Gd}_2\text{TiO}_5$ .

При 1400 °С система триангулюється на шість вторинних трикутників, в деяких з них очікується знаходження трифазних евтектик. На трьох квазібінарних перерізах системи слід очікувати існування квазіподвійних евтектик.



**Рисунок. Ізотермічний переріз діаграми стану системи  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--TiO}_2\text{--Gd}_2\text{O}_3$  при 1400 °С: ● - двофазні зразки; ○ - трифазні зразки**

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

## ЭНДОПРОТЕЗ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА С ПОКРЫТИЕМ

**Лашнева В.В., Дубок В.А., Шинкарук А.В., Клюй Н.И.<sup>(1)</sup>, Темченко В.П.<sup>(1)</sup>**

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

<sup>(1)</sup>Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева  
пр. Науки, 45, Киев, 03028, Украина, e-mail: [klyuini@ukr.net](mailto:klyuini@ukr.net)

Создание новых материалов, биологически совместимых с живым организмом, коррозионностойких в агрессивных физиологических жидкостях, достаточно прочных и износостойких, устойчивых при стерилизации, а также характеризующихся стабильностью свойств в условиях длительного функционирования в живом организме позволило разработать новые технологии в хирургии. В частности, в травматологии и ортопедии широкое применение в эндопротезировании суставов нашли сплавы на основе титана, важнейшей особенностью которых является то, что их физико - механические характеристики (удельный вес, модуль упругости, прочность, твердость) сравнимы по своим значениям с аналогичными характеристиками костных тканей живого организма. Высокая технологичность, сравнительно невысокая стоимость также являются факторами, способствующими широкому распространению титана и сплавов на его основе в медицинском материаловедении.

По коррозионной стойкости в морской воде титан превосходит все металлы, за исключением благородных. Но в организме человека сплавы титана подвержены воздействию биологически агрессивной среды, что влечет за собой коррозию и негативные последствия для всего организма. Причиной коррозии являются процессы, происходящие в зоне контакта трущихся поверхностей (фреттинг-коррозия).

При бесцементном эндопротезировании тазобедренного сустава механическое соединение ножки и чашки эндопротеза с костью, как правило, осуществляется методом плотной посадки, чем достигается первичная механическая стабильность эндопротеза. При этом ножка и чашка находятся в непосредственном контакте с костью, из-за чего при физиологической нагрузке на конечность возникает микроподвижность. Это приводит к нестабильности эндопротеза и образованию металлических продуктов износа, мигрирующих

в организм, что является одной из основных причин асептической нестабильности и преждевременной замены эндопротеза.

Цель работы – увеличение срока службы эндопротеза тазобедренного сустава путем повышения надежности его фиксации и стабильности эксплуатации методом остеоинтеграции. Для чего разработаны покрытие на основе керамического высокочистого стехиометрического гидроксиапатита и лабораторная технология его нанесения на внешнюю поверхность чашки и на ножку эндопротезов методом газодетонационного напыления. Технология позволяет наносить покрытие толщиной 100–200 мкм без термонапряжений и микротрещин на границе с металлом на чашки и ножки эндопротезов, изготовленные как из сплава титана, так и из медицинской нержавеющей стали.

Покрытие из нетоксичного и полностью биосовместимого с окружающими тканями керамического гидроксиапатита обеспечивает повышенную биосовместимость металлических компонентов эндопротеза с организмом и создает условия для надежной вторичной биологической фиксации ножки и чашки в кости, предупреждает ротацию эндопротеза и в целом повышает надежность и длительность его функционирования. Благодаря отсутствию термонапряжений и микротрещин такое покрытие на металлических компонентах эндопротеза не поддается резорбции и откальванию, обеспечивает хорошую остеоинтеграцию с костью без образования промежуточного слоя соединительной ткани и надежную длительную биологическую фиксацию, предотвращает защитные реакции организма на введение эндопротеза или реакции отторжения. Толщина покрытия является оптимальной для достижения поставленной цели.

Оперативное вмешательство выполняют по стандартной технологии бесцементной фиксации эндопротезов.

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

## ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-СТЕКЛЯННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А., Максимова Г.А., Молчановская Г.М.**

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

Возрастающий с каждым годом дефицит сырья основных легирующих элементов для получения изделий из порошковых материалов конструкционного назначения (молибден, никель, ванадий и др.), а также отсутствие в Украине разрабатываемых месторождений этих стратегических элементов и их высокая стоимость на внешнем рынке делают крайне актуальной задачу создания новых и усовершенствование существующих составов экономнолегированных материалов.

В работе получены новые фрикционные материалы методом порошковой металлургии на основе металлостеклянных композитов различного состава. Основу композитов составляла смесь порошка железа с 5% порошка тарного стекла. Содержание углерода, карбида бора, меди и нитрида бора варьировалось в соответствии с данными диаграмм состояния сплавов для сохранения эвтектического превращения в интервале температур 1100–1200 °С.

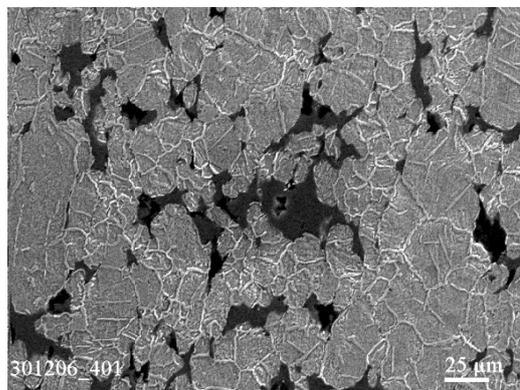
В качестве материала использовали порошок железа, который модифицировали 5% порошка тарного стекла. В шихту добавляли  $B_4C$  (2%), Cu (5%), BN (1%). Исходные порошки смешивали в однородную шихту и под давлением 700 МПа получали пористые заготовки, которые, спекали при 1100 °С и штамповали при 1050 °С. Разработанные композиционные материалы имеют феррито-перлитную структуру матрицы, модифицированную аморфными участками стекла, которые сопрягаются с матрицей через переходную зону. Микротвердость матрицы составляет 2–3 ГПа.

Введение в композиционный материал 2% карбида бора  $B_4C$  обеспечивает мелкозернистую структуру железа со скоплениями карбидов бора с микротвердостью 10–12 ГПа. В сплаве с 5%Cu микротвердость мелких карбидов составляет 8–9 ГПа, микротвердость боридов – 15–16 ГПа, микротвердость матрицы 3–6 ГПа.

Введение 1% нитрида бора BN, 2% карбида бора в железо-стеклянный композит

привело к значительному повышению микротвердости структурных составляющих материала. Микротвердость карбоборидов составляет 10–12 ГПа. В структуре присутствуют также бориды, микротвердость которых 20–22 ГПа.

Дополнительное легирование полученного композита нитридом бора BN (1%) и медью (5%) привело к образованию больших структурно свободных боридов (рис.1), микротвердость которых изменяется в пределах 15–21 ГПа. Медь располагается по границам зерен и существенного влияния на микротвердость структурных составляющих не оказывает.



**Рис. 1. микроструктура композита на основе железа и стекла**

После спекания материала при температуре 1200 °С и последующей штамповке (1100 °С) системы Fe-2% $B_4C$ -стекло происходит измельчение структуры пластинчатой феррито-перлитной матрицы, что приводит к возрастанию микротвердости эвтектики с 2 до 5,5 ГПа. Микротвердость карбидов возрастает с 5 до 14 ГПа.

Показано, что легирование системы Fe-B-C стеклом -5%, медью 5% и нитридом бора 1% является перспективным для порошковых материалов фрикционного назначения и обеспечивает повышение конструктивных свойств.

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

## УСТРОЙСТВО ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВОЗДУШНО-ТОПЛИВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ $ZrB_2$ ДЛЯ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Фролов Г.А., Бучаков С.В., Удовик О.А.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [g\\_frolov@ukr.net](mailto:g_frolov@ukr.net)

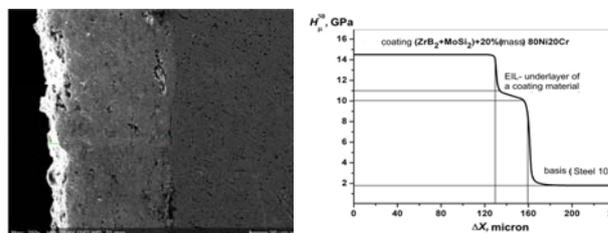
Работы в области техники и технологии высокоскоростного газопламенного напыления (ВГПН) в ИПМ НАН Украины проводятся с конца 80-х годов прошлого века, когда авторами была сформулирована концепция функционального разделения участков нагрева и ускорения частиц напыляемого материала в ВГПН-горелках [1]. На ее основе были созданы горелки «Град-К» для высокоскоростного кислородно-топливного напыления (ВКТН) и «Град-В» - для воздушно-топливного (ВВТН), с использованием которых были получены покрытия из металлов, сплавов, интерметаллидов, керамик и металлокерамических композиций различного состава с качеством наивысшего в их классах уровня, что практически подтвердило правильность теоретического положения о существенно более высокой энергетической эффективности горелок этой схемы по сравнению с традиционными.

Ультравысокотемпературная керамика (УВТК) на основе диборида циркония (или гафния) рассматривается как один из наиболее перспективных материалов для применения в высокотемпературных зонах разрабатываемых гиперзвуковых летательных аппаратов как в виде монолитных элементов, например, острых кромок аэродинамических поверхностей, так и в виде покрытий, обычно наносимых плазменным напылением на углерод-углерод композиционные материалы и металлы, например, на перспективные ниобиевые сплавы, разрабатываемые для легкой металлической теплозащиты многоразовых гиперзвуковых летательных аппаратов. Поэтому интересно было разработать экономичное оборудование, позволяющее наносить такие покрытия с применением воздуха в качестве окислителя.

Целью данной работы было создание жидко-топливной ВВТН-горелки с расходным управлением параметрами двухфазного потока, способной в силу высокой тепловой эффективности своей схемы наносить покрытия с качеством, достигаемым

технологией ВКТН, и, таким образом, сочетать ее преимущества с экономичностью ВВТН. Исследования показали, что за счет разделения каналов температура продуктов сгорания повышается на 600 °С.

На рисунке показано покрытие, нанесенное разработанным оборудованием, на подложку из стали 10.



а б  
**Рисунок. Микроструктура ВВТН-покрытия системы  $(ZrB_2 + 15 MoSi_2) + 20NiCr$  (подслой – ВЭ ЭИЛ) на стали 10 (а) и распределение твердости по его толщине (б).  $H_{\mu}^{50}$  – микротвердость покрытия,  $\Delta X$  – расстояние от поверхности по толщине покрытия**

Таким образом, разработана и изготовлена ВВТН-горелка с расходным управлением параметрами двухфазного потока, что позволило поднять температуру частиц порошка на 600°. Это позволило наносить покрытия из материалов, обычно наносимых плазменным или высокоскоростным кислородно-топливным напылением, в том числе – металлокерамические покрытия на основе УВТК на металлические подложки при использовании в качестве окислителя воздуха.

### Литература

1. Евдокименко Ю. И. Исследование газодинамических трактов генераторов двухфазных потоков с расходным управлением их параметрами/ Ю. И. Евдокименко Ю. И., В. М. Кисель, В. И. Тимошенко // Авиационно-космическая техника и технология. – 2003. – Вып. 6 (41). С. 69 -73.

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

## НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ $\text{Mo}_2\text{C}$ И $\text{W}_2\text{C}$ : ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА, ГЕТЕРОЭПИТАКСИЯ В ПРОЦЕССЕ НУКЛЕАЦИИ ФАЗ $\text{Mo}_2\text{C}$ И $\text{W}_2\text{C}$ ИЗ РАСПЛАВОВ

Стецюк Т.В., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(3)</sup>

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

<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, г. Киев 03142, Украина

<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»  
пр. Победы 37, Киев-56, 03056, Украина

<sup>(3)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Технополь де Шато Гомбер, 5, рю Энрико Ферми, 13453 Марсель Cedex 13, Франция

Повышение температуры расплава обычно способствует «активированию» катодной поверхности, возрастанию скоростей взаимной диффузии осаждаемых компонентов синтеза и материала подложки, а также реакций их химического взаимодействия. Экспериментально показано, что электроосаждение  $\text{Mo}_2\text{C}$  при температуре выше 1173К даже в случае индифферентной подложки из Ag сопровождается деполяризацией, обусловленной образованием сплава. Измерения, проведенные в широком интервале  $T = 973\text{--}1223\text{ K}$ , свидетельствуют о закономерном изменении характера начальных стадий электрокристаллизации  $\text{Mo}_2\text{C}$  на указанной подложке с ростом температуры. Продемонстрировано уменьшение энергии образования критических зародышей кристалла и увеличение времени достижения необходимой степени пересыщения адатомов в момент образования новой фазы. Увеличение температуры до 1173 К приводит к снятию кристаллизационных затруднений в момент образования устойчивых агрегатов новой фазы. Дальнейшее повышение температуры приводит к фиксации явно выраженных деполяризационных процессов.

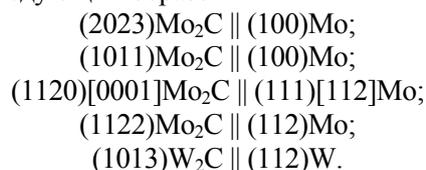
Из зависимости потенциала электрода из Ag во времени при электроосаждении  $\text{Mo}_2\text{C}$  видно, что перенапряжение кристаллизации растет с увеличением плотности тока. Когда замедленной стадией является стадия первичного образования трехмерных зародышей должно выполняться соотношение

$$\log \tau = A + (k/\eta^2),$$

где  $\tau$  – время образования трехмерных зародышей,  $A$  и  $k$  – постоянные, зависящие от материала электрода,  $\eta$  – перенапряжение кристаллизации. В действительности, в координатах  $\lg \tau - 1/\eta^2$ , экспериментальные точки укладываются на прямые линии при различных температурах

расплава. Дальнейший рост осадка происходит по монослойному механизму.

При электроосаждении карбидов на различные монокристаллические подложки наблюдалось структурное несоответствие. Гетероэпитаксиальные слои  $\text{Mo}_2\text{C}$  и  $\text{W}_2\text{C}$  на монокристаллические подложки из Mo и W различной ориентации осаждали из расплавов  $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-MoO}_3(\text{WO}_3)\text{-CO}_2$  при  $T = 1123\text{ K}$  и  $i = 0.5\text{--}1.0 \cdot 10^3\text{ A/m}^2$ . В условиях электролиза на подложках из Mo с ориентациями  $\{100\}$ ,  $\{111\}$  и  $\{112\}$  и W с ориентациями  $\{112\}$  получены слои с одной или двумя преимущественными ориентациями. Карбиды кристаллизуются на них в виде шестигранных пластинок, различно ориентированных относительно подложки. Основная плоскость, присутствующая в огранке, – базисная  $\{001\}$ . Ориентационные соотношения, определенные рентгеноструктурным анализом, выглядят следующим образом:



На индифферентных подложках при  $T < 1073\text{--}1173\text{ K}$  наблюдаются отчетливые кристаллические затруднения, связанные с образованием трехмерных зародышей. Повышение температуры электролиза облегчает диффузию атомов компонентов синтеза вглубь подложки, что приводит к уменьшению кристаллизационного перенапряжения. При этом наблюдается переход от трехмерного к двумерному зарождению, а в ряде случаев к деполяризационным явлениям, обусловленным твердофазным насыщением граничных слоев электрода компонентами синтеза (молибденом и углеродом) и образованием сплава с материалом электрода.

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

## НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ $\text{Mo}_2\text{C}$ И $\text{W}_2\text{C}$ : ПЕРЕНАПРЯЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МАТЕРИАЛЫ ПОДЛОЖЕК

**Стецюк Т.В., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Габ А.И.<sup>(2)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(3)</sup>**

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

<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев 03142, Украина

<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»  
пр. Победы 37, Киев-56, 03056, Украина

<sup>(3)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Технополь де Шато Гомбер, 5, рю Энрико Ферми, 13453 Марсель Cedex 13, Франция

Показано существование равновесных электродных потенциалов карбидных электродов в вольфраматно-молибдатно-карбонатных расплавах определенного состава. Как видно из кривых включения, в случае осаждения карбидов на твердую инородную подложку при включении тока наблюдается три момента: сдвиг потенциала в электроотрицательную область; смещение потенциала в электроположительную область до определенного значения (стационарного состояния); после выключения тока потенциал принимает равновесное значение осаждаемого соединения. Разность значений этих смещений потенциалов электродов соответствует перенапряжению кристаллизации ( $\square_{\text{кр}}$ ).

Обнаружено, что первые кристаллы начинают образовываться сразу после появления пика на кривых включения. Повторное включение тока через короткое время (5–10 сек) не приводит к появлению пиков. Эти факты свидетельствуют о том, что кристаллизационное перенапряжение связано с образованием трехмерных зародышей. Из экспериментальных результатов оценены величины перенапряжения кристаллизации, вызванные большей затратой энергии на образование зародышей компонентов синтеза в первые моменты времени. На электродах из Ag в интервале температур 973–1023 К они составляют 8–40 мВ. При осаждении карбидов на одноименные твердые материалы перенапряжения кристаллизации не наблюдалось. Оно имело место лишь при небольших перенапряжениях на металлах с высоким током обмена (Ag, Au, Cu). В таких условиях стадия поверхностной диффузии действительно лимитирует скорость электродного процесса. При увеличении скорости осаждения карбидов возрастает число центров кристаллизации, что приводит к уменьшению торможений, связанных с поверхностной диффузией. В результате, при более высоких

перенапряжениях, по-видимому, происходит смена лимитирующей стадии, и скорость процесса определяется либо скоростью переноса электрона, либо скоростью диффузии из объема расплава.

Вид типичной кривой включения, соответствующий электроосаждению карбида на собственной подложке в широком интервале температур  $T = 973\text{--}1173\text{ К}$  и плотностей тока  $i = 0,02\text{--}0,40\text{ А/см}^2$ , свидетельствует об отсутствии кристаллизационных затруднений и пассивирующих пленок на поверхности. С целью выяснения степени индифферентности материала подложки исследованы величины и время появления максимума перенапряжения при электрокристаллизации  $\text{Mo}_2\text{C}$  в гальваностатических условиях на поверхности Mo, Ti, Ni, Ag, Cu, Pt и  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Выбор материала рабочего электрода осуществляли с учетом металлохимических свойств и диаграмм состояния двойных металлических систем с участием Mo и C. Кривые включения, снятые при  $T = 1173\text{ К}$  и  $i = 0,14\text{ А/см}^2$ , отображают начальные стадии электрокристаллизации  $\text{Mo}_2\text{C}$  на подложках из различных материалов.

Характерно, что высота пиков максимума перенапряжения для указанных металлов пропорциональна обратной величине времени их достижения. Это, по-видимому, связано с отводом части осаждаемых компонентов вглубь подложки за счет твердофазной диффузии и позволяет качественно характеризовать степень индифферентности материала подложек. Например, на подложке из Ni перенапряжение кристаллизации  $\square_{\text{max}}$  наблюдается не при всех значениях плотности тока. На подложке из Pt имеет место заметная деполяризация с двумя явно выраженными волнами, отвечающими, по-видимому, образованию сплавов различных составов.

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

## МЕХАНИЗМЫ ЭЛЕКТРОВОССТАНОВЛЕНИЯ И ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ МЕТАЛЛАМИ VI-В ГРУППЫ ИЗ ИОННЫХ РАСПЛАВОВ РАЗНОГО СОСТАВА

**Габ И.И., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(2)</sup>**

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

<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев, 03142, Украина

<sup>(2)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,  
Технополь де Шато Гомбер, 5, рю Энрико Ферми, 13453 Марсель Cedex 13, Франция

Электровосстановление Cr(III) в галогенидных расплавах осуществляется в две стадии  $\text{Cr(III)} \rightarrow \text{Cr(II)} \rightarrow \text{Cr(0)}$ , а Cr(II) – в одну. Хлоридные и бромидные расплавы, содержащие Cr(II), предпочтительнее для электроосаждения металла по причине того, что химические процессы в них с участием простых комплексных ионов являются быстрыми и диффузионно-контролируемыми. На процесс электроосаждения в них особое влияние оказывают адсорбционные явления, сопряженные химические реакции, наличие в электролите влаги и кислорода. Сравнительно низкие температуры осаждения хрома в хлоридных и бромидных расплавах предполагают возможность нивелирования загрязнения осадков железом, являющегося серьезной проблемой при электрорафинировании хрома. Галогенидно-оксидные и оксидные расплавы вряд ли в ближайшее время найдут применение для электровыделения хрома.

К настоящему времени значительные успехи достигнуты по электрохимическому осаждению молибдена и молибденовых покрытий из галогенидных систем. Преимущества хлоридных расплавов перед другими типами ванн заключаются в дешевизне и низкой токсичности реагентов, легкости отмывки электролита от катодного осадка, малой агрессивности солей. Применение галогенидно-оксидных расплавов расширяет круг подложек для осаждения молибдена, распространяя его помимо графита и благородных металлов на медь, никель, железо. Применение расплавов на основе вольфраматов и молибдатов щелочных и щелочно-земельных металлов весьма перспективно с позиций осуществления прямого электролиза и их использования в качестве растворителей для получения других тугоплавких, тяжелых и цветных металлов и их соединений. В большинстве работ отмечается, что электрохимически активными частицами (ЭАЧ) являются катионизированные и

димерные комплексы. Расплавы боратов, фосфатов, силикатов щелочных металлов также являются подходящими растворителями для молибдатов щелочных и щелочно-земельных металлов, оксида и сульфида молибдена.

Можно предположить, что фторидные электролиты для электроосаждения покрытий обладают определенными преимуществами по сравнению с другими расплавами. Недостатками же их являются высокая агрессивность расплавов, ограниченный круг конструкционных материалов, «чувствительность» к примесям (кислород, влага, хлоридионы), токсичность и затруднения при отмывке осадков (в литийсодержащих расплавах). Фторидные ванны зачастую нестабильны. Причиной нестабильности их работы является пассивация вольфрамовых анодов. Наиболее важными факторами для галогенидных расплавов (в том числе хлоридных и хлоридно-фторидных) являются температура процесса, валентность вольфрама в расплаве, инертная атмосфера. В последнее время для получения вольфрамовых покрытий и порошков начали применяться хлоридные и галогенидно-оксидные расплавы, позволяющие нивелировать или устранить перечисленные недостатки. Расплавы на основе вольфраматов, боратов, фосфатов и силикатов щелочных и щелочно-земельных металлов перспективны для электровыделения вольфрама в компактном виде и нанесения покрытий на железо и различные стали, синтеза соединений вольфрама с неметаллами и его интерметаллидов с другими металлами.

К настоящему времени процессы электроосаждения металлов VI-В группы из ионных расплавов разработаны довольно основательно. Получение их в виде определенной формы катодного осадка определяется составом электролита и подбором условий ведения электролиза. Многие процессы электроосаждения находятся на уровне внедрения и полупромышленных испытаний.

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

## ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОБАЛЬТ–МОЛИБДЕНОВЫХ (ВОЛЬФРАМОВЫХ) СПЛАВОВ В ВОЛЬФРАМАТНЫХ РАСПЛАВАХ

**Габ И.И., Малышев В.В.<sup>(1)</sup>, Шахнин Д.Б.<sup>(1)</sup>, Ускова Н.Н.<sup>(1)</sup>, Гон-Эскар М.<sup>(2)</sup>**

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

<sup>(1)</sup>Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины  
пр. Палладина 32/34, Киев, 03142, Украина

<sup>(2)</sup>Университет Экс-Марсель, Эколь Политехник, IUSTI, CNRS UMR 6595,

Технополь де Шато Гомбер, 5, рю Энрико Ферми, 13453, Марсель Cedex 13, Франция

Молибден (вольфрам) и кобальт имеют разнотипные кристаллические решетки: ОЦК- и ГЦК-решетки соответственно. Стандартные электродные потенциалы этих металлов различаются на 0,070 В в галидно-хлоридном расплаве на основе NaCl-KCl при 1073 К и на 0,080-0,280 В (в зависимости от основности расплава) в галидно-оксидном расплаве NaCl-KCl-Na<sub>2</sub>MoO<sub>4</sub> (Na<sub>2</sub>WO<sub>4</sub>)-CoCl<sub>2</sub> при 1023К. В обоих расплавах значения потенциалов выделения молибдена (вольфрама) положительнее значений потенциалов выделения кобальта. Показана возможность получения сплошных молибденовых (вольфрамовых), кобальтовых и молибден (вольфрам)-кобальтовых осадков различного состава в зависимости от состава электролита и условий электролиза. Сцепленные осадки осаждаются только на подложки из графита, меди, никеля и благородных металлов. Необходимым требованием при этом является защитная атмосфера над ванной.

На вольтамперных зависимостях в вольфраматном расплаве, содержащем оксид кобальта (II), наблюдалась волна восстановления при потенциалах – (0,8...0,9) В. Потенциостатический электролиз при потенциалах наблюдаемой волны дает только кобальт.

Прямо пропорциональная зависимость предельного тока от концентрации оксида кобальта (II), постоянство соотношения  $i_p/V^{1/2}$  в широком интервале скоростей поляризации и величина соотношения  $i_p/nFC$  указывали на лимитирование электродного процесса диффузией электроактивных частиц к поверхности электрода. Следовательно, при данных режимах поляризации скорость образования электрохимически активных частиц не накладывала ограничений на электродный процесс. Таким образом, анализ полученных экспериментальных данных позволяет заключить, что в расплаве вольфрамата натрия можно реализовать обратимые равновесия и процессы с участием кобальта (II).

Разница в потенциалах выделения кобальта и вольфрама при этом составляет 0,070–0,105 В при 1173 К, причем, в отличие от галидных и галидно-оксидных расплавов, кобальт благороднее вольфрама в оксидном расплаве. Для катодного соосаждения металлов в сплав вольфрамовый анод заменяли более благородным – кобальтовым, а электролиз вели при катодных плотностях тока 0,05–0,12 А/см<sup>2</sup> в уже упомянутом температурном интервале 1123-1173 К. Концентрацию WO<sub>3</sub> поддерживали в интервале 0,1–1,5 мол. %, а концентрацию CoO изменяли от 0,01 до 1,0 мол. %. При этом мольное отношение ионов вольфрама и кобальта изменялось от 150 до 0,1. Повышение концентрации CoO или температуры и снижение катодной плотности тока ведут к повышению содержания кобальта в осадке. Из расплавов, содержащих 0,08-1,0 мол. % CoO, при температуре 1123-1173 К на катоде последовательно выделяются сплошные слои интерметаллидов CoW и Co<sub>3</sub>W. Возможность образования этих интерметаллидов подтверждается данными диаграммы состояния W-Co. Все они имеют мелкокристаллическую или слоистую структуру, а их микротвердость в указанном ряду уменьшается с 8,2 до 4,9 ГПа, соответственно.

Разница в потенциалах выделения кобальта и молибдена составляет 0,060-0,090 В при 1173 К, причем у кобальта он выше. Концентрацию MoO<sub>3</sub> поддерживали в интервале 0,1-5,0 мол. %, а концентрацию CoO изменяли от 0,01 до 2,0 мол. %. При этом мольное отношение ионов молибдена и кобальта изменялось от 500 до 0,05. Из расплавов, содержащих 0,1-0,8 мол. % CoO, при температуре 1123-1173 К на катоде последовательно выделяются сплошные слои интерметаллидов CoMo и Co<sub>3</sub>Mo. Возможность образования этих интерметаллидов подтверждается данными диаграммы состояния Mo-Co. Все они имеют мелкокристаллическую или слоистую структуру, а их микротвердость в указанном ряду уменьшается с 6,4 до 3,8 ГПа.

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

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БОРИДНЫХ ФАЗ ПРИ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ СМЕСИ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ 5 ГРУППЫ И БОРА В ПЛАНЕТАРНОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Савяк М.П.

Институт проблем материаловедения им. И.М.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [saviak@ipms.kiev.ua](mailto:saviak@ipms.kiev.ua)

Особенностью тугоплавких металлов пятой группы ( $me_{5гp}$ ) является то, что они имеют ОЦК структуру, в которой имеется значительно больше свободного объема по сравнению с плотноупакованными структурами, а также тетраэдрические поры имеют больший размер чем октаэдрические поры. Образование боридов тугоплавких элементов при механосинтезе зависит как от соотношения исходной и вновь образующейся кристаллической структуры, так и от соотношения радиуса атома бора к радиусу атома металла. Можно ожидать, что при воздействии напряжений сдвига и ударных нагрузок на порошковую смесь тантала или (ниобия) и бора при механосинтезе возможно появление твердого раствора, т.к. для тантала и ниобия соотношение радиуса атома бора к радиусу атомов металла  $r_B/r_{Ta,Nb}=0,59$ . Целью данной работы было изучение особенностей образования боридных фаз при размоле смеси порошков металлов 5 группы и бора в планетарной мельнице, где достигаются существенные ударные нагрузки и сдвиговые деформации.

### 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 с помощью установки ДРОНЗ в медном  $K\alpha$  излучении. Из анализа уширения рентгеновских отражений оценивалась величина областей когерентного рассеяния (ОКР) и микроискажения кристаллической решетки  $\epsilon$ .

### Результаты эксперимента.

В работе показано, что фазообразование в системе  $Me_{5гp}-B$  при механосинтезе зависит как от соотношения  $r_B/r_{me}$  так и от содержания неметалла в порошковой смеси. Изменение содержания бора в смеси влияет на характер

деформации металла. На примере системы Ta-B показано, что интенсивность рентгеновских линий тантала увеличивается при снижении содержания металла, что в свою очередь приводит к формированию разных фаз при механосинтезе. При размоле смеси порошков с соотношением Ta:B=2:1 и Nb:B=2:1 в течение 30 минут не наблюдается формирования каких либо фаз. При соотношении Ta:B=1:1 уже за 10 минут размол образует фазу TaB. Размол в течение 5 мин. смеси порошков тантала (ниобия) и бора в соотношении 2:1 приводит к увеличению периодов кристаллической решетки тантала и бора, что указывает на образование твердого раствора внедрения бора в металле. Вероятно заполнение тетраэдрических пустот при размол в планетарной мельнице, связано со значительной деформацией кристаллической решетки тантала в процессе размол, на что указывают большие уширения рентгеновских линий а также наличие критического количества бора. После 15 минут размол в результате распада твердого раствора на рентгенограмме появляются линии соответствующие дибориду металла.

Таблица

Радиусы металлов, величина тетраэдрической и октаэдрической поры для элементов 5 группы.

Хим.Эл	$R_{me}, nm$	$R_B/R_{me}$	$R_{т.п.}, nm$	$R_{o.п.}, nm$
V (ОЦК)	1,36	0,64	0,3957	0,2094
TaNb(ОЦК)	1,47	0,59	0,4278	0,2264

Так как соотношение радиуса атома бора к радиусу атома ванадия больше 0,59 при размол ванадия и бора твердых растворов не наблюдается. При соотношении V:B=1:1 после 20 минут размол образует фазу VB и при соотношении V:B=2:1 образует фазу VB<sub>2</sub>. Очевидно, изменение содержания бора в смеси приводит к разному характеру деформации металла и образованию дефектов выступающих зародышами разных фаз.

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

## ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА КАРБИДА ХРОМА ИЗ ОКСИДА ХРОМА И РАЗЛИЧНЫХ ФОРМ УГЛЕРОДА

**Пинчук Н.А., Гадзыра Н.Ф.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [pinchukipm14@gmail.com](mailto:pinchukipm14@gmail.com)

Целью данной работы является изучение особенностей синтеза карбида хрома из различных форм углерода. В качестве исходных компонентов использовали порошок  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , углеродные нанотрубки, природный высокодисперсный графит марки ГК-1 и терморасширенный графит (ТРГ).

Соотношение карбида хрома к углероду всех используемых форм составляло 2,9 : 1. Синтез проводили в индукционной печи при температуре 1500 °С в течение 3 ч в проточном аргоне. Выявлено, что в процессе взаимодействия оксиду хрома с разными формами углерода происходит потеря массы до 40%.

Установлено, что при взаимодействии оксида хрома с ТРГ происходит образование карбида хрома орторомбической модификации ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) и формируется фаза металлического хрома, доля которого составляет 8,4%. При взаимодействии  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  с углеродными нанотрубками реализуются условия формирования карбида хрома гексагональной модификации  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . При использовании ГК-1 также происходит формирование карбида хрома орторомбической модификации ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) как и при использовании терморасширенного графита, однако фаза металлического хрома не образуется. Выявлено остаточное содержание графита, доля которого составляет 0,76%, что может быть результатом неоптимального соотношения исходных компонентов.

Важно отметить, что вид агломерированных форм исходных компонентов (окатыши с размером 10–15 мм) сохраняется при термообработке только при использовании углеродных нанотрубок и природного графита марки ГК-1. Наблюдается существенное уменьшение их размеров.

**Рисунок. Изменение размеров агломератов системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{C}$  при термической обработке (1500 °С).**



до

после

Наиболее высокой удельной поверхностью обладает синтезированный карбид хрома при использовании ТРГ.

Таблица

**Удельная поверхность синтезированного карбида хрома с использованием разных структурных форм углерода**

№	Порошковый продукт в системе $\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{C}$	Удельная поверхность $S_{\text{пит.}}$ , м <sup>2</sup> /г
1.	$\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{C}$ (НТ)	0,64
2.	$\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{C}$ (ГК1)	0,74
3.	$\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{C}$ (ТРГ)	1,82

Таким образом, при взаимодействии порошковых смесей системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{C}$  при температуре 1500 °С формируется орторомбическая форма карбида хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) при использовании в качестве углеродной компоненты природного графита марки ГК-1 и ТРГ. Гексагональная модификация карбида хрома ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ) формируется при использовании углеродных нанотрубок.

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

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗЫ $\text{Cr}_2\text{AlC}$

**Савяк М.П., Ивченко В.И., Васильковская М.А., Тимофеева И.И., Дубчак С.Ю.,  
Проценко Л.С., Будилина О.Н., Уварова И.В.**

Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина; e-mail: [saviak@ipms.kiev.ua](mailto:saviak@ipms.kiev.ua)

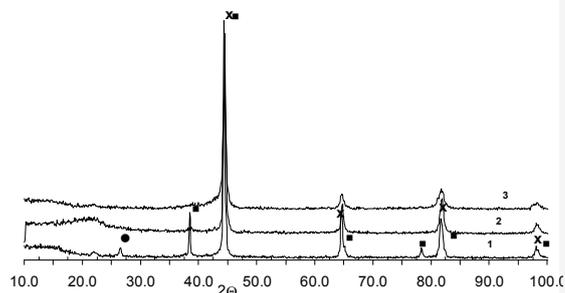
МАХ-фазы с общей формулой  $\text{M}_{n+1}\text{AX}_n$  (М – переходный металл; А – элемент из групп IIIA и IVA; X – С и/или N) обладают специфическими свойствами, сочетающими достоинства металлов и керамики, и занимают особое место среди большого семейства тройных карбидов. МАХ-фазы имеют слоистую гексагональную структуру. Такие материалы обладают малой плотностью, высокими значениями тепло- и электропроводности, а также прочностью, пониженным модулем упругости, превосходной коррозионной стойкостью в агрессивных жидких средах, стойкостью к высокотемпературному окислению и термическим ударам. Кроме того, они легко подвергаются механической обработке, имеют высокую температуру плавления и являются достаточно стабильными при высоких температурах. Вместе с тем, среди всего разнообразия МАХ-фаз малоизученными остаются фазы, содержащие хром и алюминий, хотя они представляют особый интерес в связи с высокой коррозионной стойкостью исходных металлов. Так, литературные данные указывают на то, что фаза  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  образуется *in situ* под воздействием высоких температур и давлений. Но поскольку этот процесс достаточно сложный и нетехнологичный, то целью данной работы было получение фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  благодаря использованию предварительной механической активации исходных порошков.

### Методика эксперимента

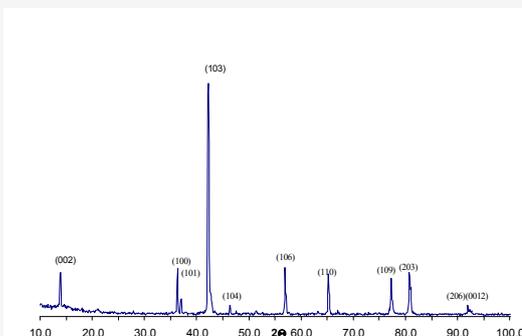
Измельчение смеси порошков хрома марки «Х97,5» с удельной поверхностью  $1,5 \text{ м}^2/\text{г}$ , алюминия марки «ПА» – 4 с удельной поверхностью  $5,76 \text{ м}^2/\text{г}$  и терморасширенного графита с удельной поверхностью  $12 \text{ м}^2/\text{г}$  проводили в планетарной мельнице «АИР-015М» со скоростью вращения барабанов 1440 об/мин в среде аргона. Соотношение между компонентами в исходной смеси соответствовало формуле  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  с некоторым избытком алюминия. Отжиг механоактивированной смеси проводили в среде аргона при температуре  $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ . Рентгенофазовый анализ проводили с помощью установки «ДРОНЗ» в медном  $\text{Ka}$  излучении.

### Результаты эксперимента

Рентгеновские данные (рис. 1) показали уширение рентгеновских дифракционных линий и исчезновение рентгеновских отражений от алюминия при увеличении времени размола смеси порошков хрома, алюминия и сажи. По всей видимости, при использовании вышеуказанных условий размола происходит аморфизация алюминия. Намол железа составляет 1% (мас.). Отжиг активированной смеси в интервале температур  $600\text{--}1150 \text{ }^\circ\text{C}$  приводит к образованию фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  (рентгеновская дифрактограмма представлена на рис. 2).



**Рис.1 Рентгеновские дифрактограммы смеси порошков хрома, алюминия, графита размолотых в течение :1-5 минут, 2-25 минут, 3-40 минут. ●-графит, ■-алюминий, x-хром.**



**Рис.2. Рентгеновская дифрактограмма  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ .**

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ M-Al-C (ГДЕ M = Ti, Zr, Nb, Ta, Cr, Mo) В УСЛОВИЯХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Людвинская Т.А., Уварова И.В., Тимофеева И.И., Васильковская М.А., Ивченко В.И., Будилина О.Н., Проценко Л.С., Нешпор И.П.

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

В последнее время алюмокерамические композиты приобретают значительное место как конструкционные материалы для автомобильной и аэрокосмической техники.

По структуре и расположению компонентов различают матричные с изолированными включениями, каркасные с взаимопроницающими и функционально-организованные градиентные структуры, и в частности слоистые.

В системе M-Al-C(N) среди большого количества таких соединений, как карбиды и нитриды, существуют группы тройных и четверных фаз, известные в литературе как **H-phases**, **Hägg-phases**, **Novotny-phases**, термодинамически устойчивые нанослоистые, а с недавних пор имеющие наиболее распространенное название МАХ-фазы. Это тройные соединения с общей формулой  $M_{n+1}AX_n$  и гексагональной плотной упаковки, где **M** - переходный металл, **A** - элемент подгруппы **A** Периодической системы (в основном 111A и 1VA), **X/C** - азот или углерод, **n** изменяется от 1 до 3.

Несомненный интерес представляет синтез МАХ-фаз, относящихся к классу тугоплавких материалов, и в частности карбидов системы M-Al-C, где M – такие тугоплавкие металлы IV-VI групп, как Ti, Zr, Nb, Ta, Cr, Mo. Системы характеризуются различной растворимостью компонентов и способностью формирования структурных соединений.

Поскольку, согласно диаграммам состояния, системам M-Al-C (где M - Ti, Zr, Nb, Ta, Cr, Mo) присуще образование соединения  $M_2AlC$  МАХ-фазы, нами были приготовлены соответствующие им составы шихт. Состав реакционных смесей позволяет предполагать, что в процессе синтеза могут образовываться МАХ-фазы двух типов “211” и “312”, имеющие гексагональную структуру, пространственная группа R63/mmc. Среди тройных соединений известны фазы “211” ( $Ti_2AlC$ ) и “312” ( $Ti_3AlC_2$ ,  $Zr_3AlC_2$ ).

Для гомогенизации и активации смеси исходных порошков подвергали размолу в планетарной мельнице типа АИР. Размол проходил в среде аргона. Продукты взаимодействия исследовались методами рентгенофазового (на аппарате «ДРОН-3»), химического и микроскопического анализов.

Проведенный РФА-анализ продуктов механоактивации в течение 1 часа показал, что в результате механосинтеза произошло образование МАХ-фаз в системах Ti-Al-C, Zr-Al-C, Nb-Al-C и Ta-Al-C. В системах Cr-Al-C и Mo-Al-C в этих условиях образование МАХ-фаз не наблюдалось.

На рис. 1 приведена дифрактограмма образовавшейся МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  в системе Ti-Al-C. Видна система линий соответствующая структуре R63/mmc. Наиболее характерной линией, связанной с параметром ячейки “c” в гексагональной структуре МАХ-фазы, является линия (002),  $2\theta=12,9$ .

Таким образом, в результате механоактивации (в течение 1 ч) выше приведенных составов, наблюдается образование МАХ-фаз в составах, содержащих тугоплавкие элементы IV и V групп (Ti, Zr, Nb, Ta).

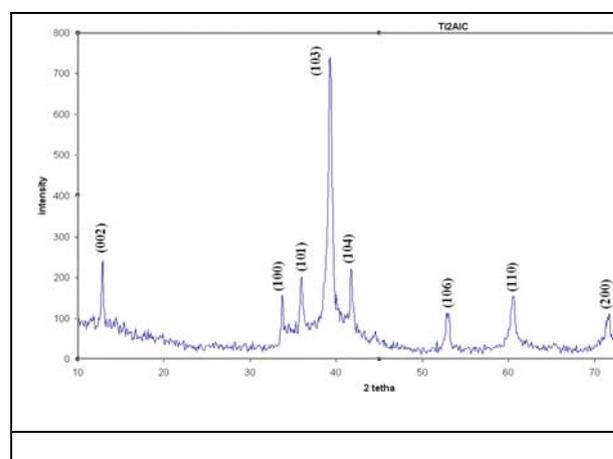


Рис. 1. Дифрактограмма образовавшейся МАХ фазы  $Ti_2AlC$  в системе Ti-Al-C

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

## ОСОБЕННОСТИ СМАЧИВАНИЯ В ВАКУУМЕ ОКСИДОВ ЭЛЕМЕНТОВ IV-А ГРУППЫ РАСПЛАВАМИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

Найдич Ю.В., Полуянская В.В., Сидоренко Т.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 элементов IV-а группы периодической системы ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{GeO}_2$ ,  $\text{SnO}_2$ ) представляют собой очень интересную, как научной, так и с практической точек зрения, группу химических соединений. Материалы на основе этих соединений имеют широкую сферу применения. Диоксид кремния  $\text{SiO}_2$  является наиболее полно изученным представителем этой группы, что позволяет наиболее полно использовать его в различных сферах применения. Благодаря тому, что диоксид олова  $\text{SnO}_2$  сочетает в себе уникальные физические, электрические, оптические свойства (полупроводником n-типа с высокой оптической прозрачностью в видимом диапазоне электромагнитного спектра), материалы на его основе находят все новые области применения в электронике, электротехнике, катализе и т.п. Однако в литературе данные по адгезионным и капиллярным свойствам очень ограничены.

С целью изучения возможности получения прочных паяных соединений материалов на основе оксидов элементов IV-а группы периодической системы проведен ряд экспериментов по смачиванию расплавами чистых металлов (Ag, Cu, Sn, Al, In, Ga, Pb, Ni) для двух типов подложек на основе диоксида олова (с высокой пористостью (около 40%) – чистый  $\text{SnO}_2$  и с низкой пористостью (~3%) –  $\text{SnO}_2$  с добавлением 1% (мас.)  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ), а также керамического диоксида кремния ( $\text{SiO}_2$ ). Смачивание изучалось методом лежащей капли в вакууме порядка  $5 \cdot 10^{-3}$  МПа в диапазоне температур 1070–1770 К.

Результаты экспериментов приведены в таблице 1. Показано, что диоксид олова при смачивании в вакууме демонстрирует ряд весьма интересных данных.

Для большинства чистых металлов при температурах до 1270 К наблюдается несмачивание поверхности оксидной  $\text{SnO}_2$  подложки. При повышении температуры выше 1170–1370 К происходит резкое снижение краевых углов смачивания. Например, при 1150 К жидкое олово образует на подложке

$\text{SnO}_2$  краевой угол 120 град., а при  $T = 1320$  К краевой угол составляет уже 56 град. Исключение составляет алюминий, который даже при 1420 К образует на поверхности  $\text{SnO}_2$  высокий краевой угол – 140 град. (в отличие от 68 град. уже при 1170 К на подложках из  $\text{SiO}_2$ ).

Таблица 1

Результаты экспериментов по смачиванию в вакууме некоторых оксидов элементов IV-а группы

Металл	Температура, К	Краевой угол смачивания, град.
<b><math>\text{SnO}_2</math></b>		
Ag	1270	120
Cu	1450	58
Sn	1320	56
Al	1420	140
In	1270	20
Ga	1170	25
Pb	1070	130
<b><math>\text{SnO}_2\text{-Fe}_2\text{O}_3</math></b>		
Ag	1270	110
Cu	1370	65
Sn	1170	85
<b><math>\text{SiO}_2</math></b>		
Cu	1370	134
Sn	1170	127
Ni	1770	125
Al	1170	68

Подобное поведение расплавов чистых металлов на поверхности диоксида олова может объясняться тем, что в инертной среде при высоких температурах  $\text{SnO}_2$  теряет кислород, образуя нестехиометрическое соединение ( $\text{SnO}_{2-x}$ ), поверхность которого содержит заряженные кислородные вакансии. Таким образом, поверхность такого материала содержит значительно меньшее количество кислорода, чем исходный образец, т.е. происходит так называемая «металлизация» поверхности, что и обуславливает хорошее смачивание образцов чистыми металлами.

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

## ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМООКСИДНОЇ КЕРАМІКИ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ ПОРОШКОВИМ ПРОДУКТОМ ВЗАЄМОДІЇ НАНОРОЗМІРНОГО НЕСТЕХІОМЕТРИЧНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ ІЗ ЗАЛІЗНОЮ РУДОЮ

**Тимошенко Я.Г., Гадзира М.П.**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [Tymoshenko\\_ya@ukr.net](mailto:Tymoshenko_ya@ukr.net)

Мета даної роботи – зміцнення алюмооксидної кераміки високодисперсним порошковим продуктом взаємодії нанорозмірного нестехіометричного карбіду кремнію з спеченим концентратом залізної руди.

У якості вихідних компонентів використовували дисперсний порошок  $Al_2O_3$  і синтезований порошковий продукт (лігатура), утворений при взаємодії нанорозмірного нестехіометричного карбіду кремнію ( $SiC-C$ ) [1] з дисперсним порошком спеченого концентрату залізної руди (СКЗР) (ТУ 14-9-385-92). Склад лігатури містить фази карбіду кремнію, силіцидів заліза та оксиду кремнію [2]. Вільне спікання пресованих зразків з порошкових сумішей системи  $Al_2O_3$  – Лігатура проводили в індукційній печі при  $1900\text{ }^\circ\text{C}$  у середовищі проточного аргону.

Встановлено, що найбільш високою твердістю та тріщиностійкістю володіє кераміка з вмістом 10% (мас.) лігатури.

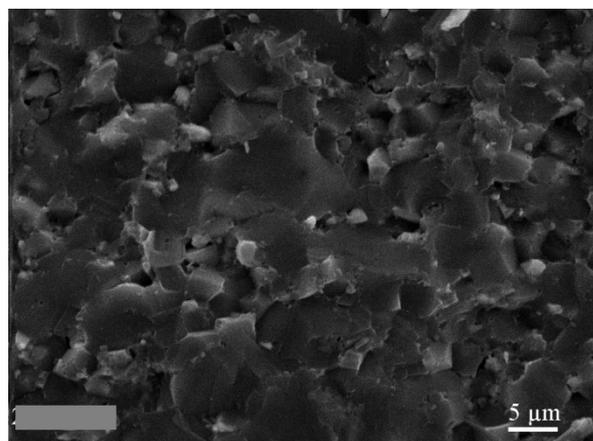
**Таблиця. Властивості кераміки системи  $Al_2O_3$  – Лігатура після вільного спікання при температурі  $1900\text{ }^\circ\text{C}$  у середовищі проточного аргону**

Вміст лігатури, мас. %	HV 1.0, ГПа	$K_{Ic}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	Показник міцності, $P_{cp}$ , Н
5	18,7	4,3	4,49
10	19,2	4,8	3,97
15	17,9	4,9	4,12
0*	15,1	2,9	–
Електрокорунд	–	–	3,52

0\* – кераміка на основі  $Al_2O_3$  після спікання та ізостатичного пресування («Marconi Sistemi S.r.l.», Італія)

Виявлено, що додавання синтезованого дисперсного порошкового продукту до  $Al_2O_3$  підвищує показник міцності зерен на 28% у порівнянні з промисловим електрокорундом. Найбільш високим показником міцності зерен володіє кераміка з вмістом 5% (мас.) лігатури.

Встановлено, що кераміка має однорідну структуру з середнім розміром матричного зерна 5–7 мкм. Виявлено транскристалічний характер злому зерен  $Al_2O_3$ . По границях зерен і в тілі кристалітів  $Al_2O_3$  розподілені високодисперсні частинки з розміром менше 1 мкм.



**Рисунок. Мікроструктура злому спеченої алюмооксидної кераміки, зміцненої лігатурою синтезованою в системі  $SiC$  – СКЗР**

Таким чином, сформована композиційна кераміка характеризується підвищеною твердістю, тріщиностійкістю, а також міцністю зерен у порівнянні з плавленою електрокорундовою керамікою.

1. Synthesis and structural peculiarities of nonstoichiometric  $\beta$ -SiC / M. P. Gadzyra, G. G. Gnesin, O. O. Mykhaylyk, O. V. Andreyev // *Diamonds and Related Materials*. – 1998. – Vol. 7, No. 10. – P. 1466–1470.
2. Tymoshenko Ya. G. Phase formation and interaction between nanosized nonstoichiometric silicon carbide and iron oxide / Ya. G. Tymoshenko, M. P. Gadzyra // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2012. – Vol. 51, No. 5–6. – P. 295–300.

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

## КОМПАКТИРОВАНИЕ-КАПСУЛИРОВАНИЕ ПРЕССОВАНИЕМ С ЗАМОРОЖЕННЫМ ФЛЮИДОМ

**Миницкий А.В., Сосновский Л.А.<sup>(1)</sup>, Лобода П.И.**

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина,

ул. Политехническая 35, Киев, 03156, Украина, e-mail: [minitsky@i.ua](mailto:minitsky@i.ua)

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

Постоянное капсулирование с целью сохранения компактных и некомпактных пищевых продуктов и лекарственных препаратов и временное - людей (различные скафандры) является распространенным приемом защиты объектов от агрессивного воздействия окружающей среды и наоборот – окружающей среды от опасных объектов. Использование, для этих целей, прессования вредных, в частности, радиоактивных порошковых материалов при малых давлениях известно давно. Сравнительно недавно появились исследования по использованию высокотемпературного газостатического прессования для капсулирования отработанных и дефектных ТВЭЛов, для их последующего безопасного хранения [1]. Однако, этот способ технологически и экономически может быть неприемлемым для капсулирования других радиоактивных материалов, в частности, сухих порошков и шламов.

Целью настоящей работы являлась определение возможности разработки безопасной для персонала технологии компактирования-капсулирования вредных порошковых отходов.

При проведении работы были использованы следующие, достаточно очевидные положения:

Для предотвращения воздействия пыли на персонал, вредные порошки должны использоваться только во влажном состоянии. Изготовление подвергаемого капсулированию твердого порошкового (в том числе и радиоактивного) зерна любого размера из влажного порошкового материала может быть наиболее безопасно реализовано его замораживанием при температуре менее – 10 °С. Для эффективного компактирования порошковых отходов их прессование необходимо проводить при достаточно высоких (400–800 МПа) давлениях. Для капсулирования должны использоваться недефицитные и

дешевые неметаллические и металлические порошки, могущие спекаться после уплотнения;

Для первичной разработки технологии могут быть использованы нерадиоактивные порошки – имитаторы;

Последнее условие является достаточно выполнимым посредством замораживания влажной порошковой массы в форме. В этом случае порошковые частицы связываются льдом в прочный конгломерат, с которым просто и сравнительно безопасно манипулировать.

В качестве оболочки использовали смесь порошка железа марки ПЖРВ200.28 и стеарата цинка (0,8% (мас.)). В роли зерна использовали порошки: железа, меди, стальной стружки, глины и песка. Замораживание влажного зерна проводили при – 15 °С в морозильной камере бытового холодильника в течении 3–4 ч. После этого, засыпали часть навески из железного порошка в пресс-форму, устанавливали зерно и досыпали остаток навески. В результате чего зерно было полностью окружено оболочкой. Прессование проводили в неразъемной пресс-форме с рабочим диаметром 12,0 мм в диапазоне давлений 200–800 МПа.

В процессе прессования в соответствии Р-Т диаграммой воды [2], лед связывающий зерно плавился, избыток воды вытекал через поры оболочки, не препятствуя процессу уплотнения двухслойных брикетов.

Таким образом, были получены способные к последующему спеканию капсулированные образцы, состоящие из внутренней труднодеформируемой части и внешней оболочки, защищающей зерно от воздействия внешних факторов.

### Литература:

1. Саенко С.Ю., Ажажа Ж.С., Холмогоров Г.А. и др. Капсулирование горячим изостатическим прессованием поврежденных ТВЭЛов: технологический подход и макетные эксперименты / Ядерна та радіаційна безпека. – 2009. – № 3. – С. 36–39.
2. Маэно Н. Наука о льде. М.: Мир, 1988. – 231 с.

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

## ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ БОРИДО-СИДИЦИДНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Крушинская Л.А., Васильковская М.А., Макаренко Г.Н., Тимофеева И.И., Мацера В.Е.  
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [nano@ipms.kiev.ua](mailto:nano@ipms.kiev.ua)

Композиционные материалы диборид титана–дисилициды переходных металлов обладают высокими физико-механическими и химическими свойствами. Важным этапом при создании композиционных материалов является приготовление порошковых смесей.

Целью настоящей работы является получение высокодисперсных композиционных порошков  $TiB_2-VSi_2$  ( $NbSi_2, TaSi_2$ ) методом механохимического синтеза.

Исходными материалами служили металлические порошки Ti, V, Nb, Ta, аморфный В чистотой 99,8% (мас.) и электролитический Si. Механическую обработку проводили в планетарной мельнице типа АИР с центробежным ускорением 25g в стальных барабанах, шаржированных кремнием и бором. Суммарное время обработки составляло 2, 10, 15, 30 мин. Шихты рассчитывали на получение порошков состава 0,8  $TiB_2-0,2 MeSi_2$ .

Как показали результаты рентгеновского анализа, при высокоэнергетической обработке смеси порошков Ti–V–B–Si формирование диборида титана и дисилицида ванадия начинается в течение первых 5 мин синтеза. На дифрактограмме присутствуют основные линии  $TiB_2$  и несколько линий отражения малой интенсивности  $VSi_2$ . При увеличении времени обработки до 10 мин дифрактограмма полностью соответствует заданной композиции  $TiB_2-VSi_2$ . Дальнейшее повышение времени механической обработки до 15 и 30 мин не меняет состав продуктов реакции, но приводит к повышению фона, что связано, по-видимому, с повышением дисперсности полученных порошков.

Аналогичные результаты получены при механохимической обработке порошков Ti–Nb–B–Si с той разницей, что композиционный порошок  $TiB_2-NbSi_2$  полностью формируется уже за 5 мин механосинтеза (рисунок).

При механообработке смеси порошков Ti–Ta–B–Si после 5 мин продукты реакции состоят из  $TiB_2$ ,  $TaSi_2$  и примеси низшего силицида тантала состава  $Ta_5Si_3$ . После 10 мин механохимического синтеза состав порошков не меняется. Однако после 15 и 30 мин синтеза на дифрактограммах наблюдается уширение и смещение линий отражения  $TiB_2$  в сторону малых углов. Количество линий отражения  $TaSi_2$  уменьшается и увеличивается количество дифракционных линий низшей фазы  $Ta_5Si_3$ .

Такие изменения в составе продуктов реакций, по-видимому, можно отнести за счет начала взаимодействия уже образовавшихся  $TiB_2$  и  $TaSi_2$  возможно с образованием твердых растворов на основе  $TiB_2$ .

Удельная поверхность полученных порошков составляет 4–5 м<sup>2</sup>/г.

Таким образом, в работе показана возможность получения методом механосинтеза высокодисперсных композиционных порошков в системах  $TiB_2-VSi_2$ ,  $TiB_2-NbSi_2$ ,  $TiB_2-TaSi_2$ .

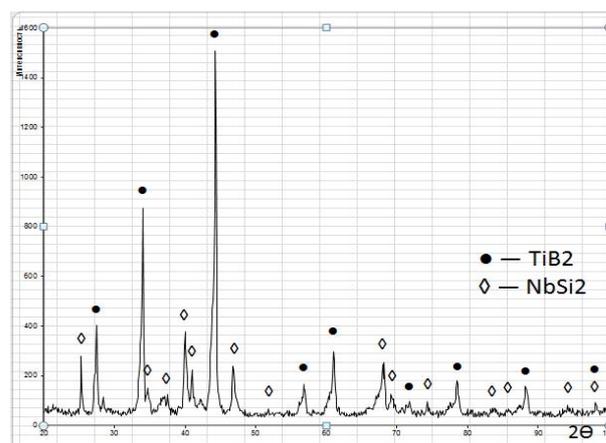


Рисунок. Дифрактограмма продуктов механообработки смеси порошков Ti–Nb–B–Si в течение 5 мин.

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

## СВОЙСТВА ПРИПОЯ НА ОСНОВЕ $\text{Cu}_3\text{P}$ , ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОКАТКИ ИЗ ПОРОШКА

**Радченко А.К., Дервянко А.В.**

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

Медные припои на основе фосфора относятся к наиболее легкоплавким медьсодержащим припоям. Они имеют низкую вязкость. Электрическая проводимость их близка к меди, которая предоставляет возможность для широкого применения в электротехнической промышленности [1].

Исследования в [2-4] свидетельствуют о перспективе замены припоев с содержанием серебра на сплавы меди с фосфором. Однако, высокая твердость и хрупкость составов, которые близки к эвтектическим (они являются наиболее перспективными заменителями припоев типа ПСР-40), обусловлена структурой литого сплава. Методы порошковой металлургии позволяют варьировать в широких пределах не только химический состав, но и технологические свойства изделий.

Для прокатки были отобраны синтезированные порошки с размером частиц менее 200 мкм и содержанием фосфора 8,8% (мас.). Это соответствует эвтектическому составу.

Прокатку осуществляли, в вертикальном направлении с гравитационной подачей порошка на четырехвалковом стане марки ИМ-1 с диаметром рабочих валков 36 мм, при скорости прокатки 2 м/мин. Ширина ленты составляла 60 мм, (плотность 80-83%) Толщина ленты из порошка при 8,8% (мас.) Р была – 200 мкм. Окончательно уплотняющую прокатку лент припоя проводили на валках с диаметрами 300 и 100 мм. Для повышения пластичности ленты отжигали.

Относительная насыпная плотность порошка определена стандартным методом и равняется 0,242.

При исследовании металлографических нетравленных шлифов ленты припоя (см. Рисунок) на электронном микроскопе со спектрометрической приставкой для энергодисперсионного анализа за счет разной контрастности фаз удалось установить его биматричное строение, которое состоит из двух взаимопроникающих составляющих.



**Рисунок – Припой из  $\text{Cu}_3\text{P}$  в виде фольги**

Первая составляющая имеет фосфор, который отвечает соединению  $\text{Cu}_3\text{P}$  (14% (мас.) Р). Вторая составляющая отвечает составу твердого раствора фосфора в меди (0,3–0,16% (мас.) Р). Причем при перемещении от приграничной зоны к середине светлой фазы содержимое фосфора уменьшается.

1. Лашко С. В. Пайка металлов [Текст] / С. В. Лашко, Н. Ф. Лашко. – М.: Машиностроение, 1988. – 376 с.
2. Радченко А.К. Получение и применение композиционных медно–фосфорных припоев. I. Проблема замены серебросодержащих припоев медно-фосфорными // Современные проблемы физического материаловедения. Киев: ИПМ АН УССР, 2002. – С. 164–169.
3. Радченко А.К. Получение и применение композиционных медно –фосфорных припоев. II. Получение порошков сплава медь-фосфор низкотемпературным синтезом в защитной среде // Там же. – С. 169–176.
4. Радченко А.К. Получение и применение композиционных медно–фосфорных припоев. III. Получение лент припоев из синтезированного порошка сплава медь-фосфор // Там же. – С. 177–183.

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

## ШЛЯХИ РЕАЛІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ОЧИЩЕННЯ АМОРФНОЇ МАТРИЦІ ВІД ВМОРОЖЕНИХ ЦЕНТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Лисов В.І., Цареградська Т.Л., Турков О.В., Сасенко Г.В., Каленик О.О.

Київський національний університет імені Тараса Шевченка,  
вул. Володимирська, 64/13, Київ, 01601, Україна, [tsar\\_grd@ukr.net](mailto:tsar_grd@ukr.net)

Науковий та практичний інтерес до аморфних металевих сплавів пов'язаний з тим, що їх дослідження дає унікальну можливість вивчати неупорядковані системи в твердому стані. На сьогоднішній день відомо, що властивості аморфних сплавів залежать від умов їх отримання і подальшої обробки. У зв'язку з цим представляє інтерес дослідження поведінки аморфних сплавів при термообробці. Аморфні сплави є гетерогенними системами: аморфна матриця – в заморожені центри кристалізації, які знаходяться в метастабільному стані, тому їх властивості істотно залежать від впливу зовнішніх умов (температура, тиск, час ізотермічної витримки), особливо в області фазових переходів. На процес зародження центрів кристалізації значно впливає різниця хімічних потенціалів  $\Delta\mu_i$  між аморфною і кристалічною фазами, причому зменшення  $\Delta\mu_i$  сприяє підвищенню термічної стабільності сплавів [1]. При певних значеннях температури ізотермічного відпалу (нижчих за температуру кристалізації аморфного сплаву), а також при зміні зовнішнього тиску можуть реалізуватись умови, за яких відбуватиметься процес переходу кристалічної фази в аморфну. При такому процесі при зменшенні частки кристалічної фази в аморфній матриці збільшуватиметься температурно-часова стабільність аморфного сплаву. За допомогою високочутливої дилатометричної методики було експериментально досліджено вплив термічної обробки на термостабільність багатоконпонентних аморфних сплавів на основі заліза та нікелю. Температура відпалу визначалась емпіричним шляхом, базуючись на теоретичних положеннях термодинамічної теорії високотемпературної стабільності аморфних сплавів, згідно якої існує інтервал температур, в якому різниця хімічних потенціалів між фазами аморфна матриця – в заморожені центри кристалізації  $\Delta\mu_i$  є від'ємною [2]. При цьому виконується термодинамічна умова можливості розчинення в заморожених центрів кристалізації. В таблиці 1 наведено температури початку інтенсивної кристалізації  $T_k^0$  для вихідних сплавів, температури проведеного попереднього відпалу протягом 1 години  $T_k^e$ , температури початку

інтенсивної кристалізації  $T_k$  після проведеної термообробки при  $T_k^e$ , інтервали збільшення температурно-часової стабільності аморфних сплавів  $\Delta T$  після термообробки, а також відносні зміни мікротвердості між вихідними сплавами та сплавами, що пройшли відповідну термообробку  $(H_e - H_0)/H_e$ .

Таблиця 1

Склад аморфного сплаву	$T_k^0$	$T_k^e$	$T_k$	$\Delta T$	$\frac{\Delta H}{H_e}$
	К				%
Fe <sub>40</sub> Ni <sub>40</sub> B <sub>20</sub>	710	670	730	20	21,1
Ni <sub>78</sub> B <sub>18</sub> Si <sub>4</sub>	730	680	750	20	15,3
Fe <sub>80</sub> B <sub>14</sub> Si <sub>6</sub>	770	720	810	40	16,4
Fe <sub>76,2</sub> Ni <sub>3,8</sub> B <sub>14</sub> Si <sub>6</sub>	770	720	810	40	19,2
Fe <sub>78</sub> Si <sub>6</sub> B <sub>14</sub> Mo <sub>2</sub>	845	800	870	25	18,4

Отримані результати показали, що запропоновані режими термообробки дозволяють розширити інтервали термічної стабільності аморфних сплавів на основі заліза та нікелю на (20-40)К, що пояснюється розчиненням існуючих в аморфній фазі в заморожених центрів кристалізації. В якості параметра порівняння властивостей аморфних сплавів у вихідному стані та після проведеної термообробки було використано значення мікротвердості. Показано, що значення мікротвердості знижується після проведеної термообробки на (15-21)%, що свідчить про зменшення частки кристалічної фази в зразках. Отже, базуючись на положеннях термодинамічної теорії високотемпературної стабільності аморфних сплавів, практично реалізовано процес очищення аморфної матриці від в заморожених центрів кристалізації.

1. Shpak A.P., Lysov V.I., Kunitsky Yu.A., Tsaregradskaya T.L. Crystallisation and amorphisation of metallic systems.– Kyiv: Akadempriodika, 2002.–208 p. (in Ukrainian).

2. Khar'kov E.I., Lysov, V.I., Thermodynamic theory of high-temperature stability of amorphous alloys.// Rasplavy, 1987, v.1, №1. p. 30-37. (in Russian).

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

## THE EFFECT OF THE VELOCITY OF ROTATION IN THE VIBRO-GRINDING PROCESS ON THE SURFACE FINISH

**Hamouda K., Bournine H., Tamarkin M.A.<sup>(1)</sup>, Babichev A.P.<sup>(1)</sup>, Saidi D.<sup>(2)</sup>, Amrou H.E.**  
University of Sciences and Technology, Bab Ezzouar, Algeria, [hamoudakhaled\\_2000@yahoo.fr](mailto:hamoudakhaled_2000@yahoo.fr)

<sup>(1)</sup>Don State Technical University, Rostov on Don, Russia

<sup>(2)</sup>Algiers Polytechnic School, Algeria

This paper considers one of the surface treatment processes, namely the vibro-grinding technique. It is based on causing superficial plastic deformation to the surface of the treated part by bombarding it with granular flexible particles. This process is useful and reliable when high surface quality is required. The present work focuses on the effect of velocity on the outcomes of the centrifugal rotational process. Two aspects were considered, precisely, the surface roughness and its hardness after treatment. Both the mathematical model and obtained experimental results demonstrated the dependency of these two aspects on the speed of rotation of the chamber. While this later has a beneficial effect on the hardness it affects negatively the surface roughness.

### References

[1] Babichev A.P., Babichev I.A. Fundamentals of vibration technology/ Rostov on Don: Publishing Center DGTU, 1999 – p 621.  
[2] Kopylov Y.R., Vibration impact hardening: Monograph / Voronezh: Voronezh Institute of

Ministry of Internal Affairs of Russia, 1999 – p 386.

[3] Trilissky V.O. The centrifugal rotary processing components / NII mash, M., 1983 – p 53.

[4] Panchurin V.V. Strengthening process gear transport cars by centrifugal rotary manner, 1989- p 243.

[5] Petrosov V.V. Hardening of parts and tools. MA, Mechanical Engineering, 1977 – p 166.

[6] Kudryavtsev I.V., High strength and durability of large machine parts by surface hardening, 1970 –p144

[7] Babichev A.P. Finishing hardening treatment, Rostov on Don: Publishing Center DGTU, 2003. – p192.

[8] Pshebylsky V.P. Surface plastic process technology. - M.: Metallurgy, 1991 - p 476.

[9] Papshev D.D. Surface finishing hardening treatment by plastic deformation. - Moscow: Mashinostroenie, 1978 – 152 p.

[10] Heywood R.B. Designing against fatigue, London: Chapman and Hall Ltd., 1962 - p504.

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

## ПРИМЕНЕНИЕ В ПОРШНЯХ МАШИН ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЖАРО- И ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕДНЫХ ПОРОШКОВЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Владими́рова Ю.О., Наде́ждина О.А., Шалунов Е.П., Илларионов И.Е.

Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова,  
Московский проспект, 15, Чебоксары, 428015, Россия, [shalunov2003@mail.ru](mailto:shalunov2003@mail.ru)

Качество отливок и производительность литья под давлением во многом зависит от работоспособности и ресурса такой важной детали литейной машины как поршень (плунжер), вытесняющий порцию расплава металла из литниковой втулки в пресс-форму. При этом днище поршня, находящееся в контакте с жидким металлом, испытывает изменяющиеся во времени значительные силовые (до 900 МПа) и температурные (700...800°C) воздействия, а юбка поршня работает в основном на трение в условиях высоких температур [1].

Широкие возможности для получения материалов на основе меди для поршней машин литья под давлением открывают методы порошковой и гранульной металлургии, которые в сочетании с реакционным механическим легированием обеспечивают возможность образования в матрице тугоплавких частиц (дисперсоидов), не растворяющихся в матрице и не взаимодействующих с ней вплоть до температуры ее плавления [2]. У получаемых такими методами дисперсно-упрочненных материалов на основе меди коэффициент упрочнения (отношение предела прочности упрочненной и неупрочненной меди) с повышением температуры вплоть до (0,9...0,95)T<sub>пл</sub> непрерывно растет [2].

С использованием указанных выше методов в Чувашском государственном университете имени И. Н. Ульянова были разработаны жаро- и износостойкие порошковые дисперсно-упрочненные материалы на основе меди, способные обеспечить работу поршней в вышеуказанных условиях. Для получения этих материалов производилась совместная обработка в энергонапряженной шаровой мельнице (атриторе) порошков матричного металла (меди) и элементов, взаимодействующих с ним или между собой с образованием упрочняющих тугоплавких фаз нанодисперсного (менее 100 нм) уровня [3]. Затем полученные в атриторе гранулы подвергали холодному компактированию в брикеты, которые далее нагревались в защитной

среде и подвергались горячей экструзии в прутки круглого сечения, из которых в дальнейшем методами механообработки изготавливались образцы поршней.

Проведенные на различных российских предприятиях сравнительные производственные испытания поршней, используемых в зарубежных машинах литья под давлением, с номинальным диаметром 40 мм и 50мм из трех разработанных объемных наноструктурных материалов систем Cu-Al-C-O и Cu-Ti-C-O показали, что наиболее оптимальным материалом для изготовления поршней, обеспечивающих до 25 тыс. запрессовок (против 15 тыс. запрессовок фирменными поршнями из специальных бронз), является материал системы Cu-Al-C-O.

Этот материал имеет субзеренную структуру с размерами субзерен 90...145 нм, состоит из меди,  $\alpha$ -Cu(Al) и упрочнен частицами  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> со средним размером 34 нм. В нем содержится также остаточный углерод в ультрадисперсной форме.

Материал имеет температуру рекристаллизации, равную 1000°C, коэффициент температурного линейного расширения при 600...700°C - 22,5·10<sup>-6</sup> 1/°C (и 17·10<sup>-6</sup> 1/°C при 20...100°C), предел прочности при сжатии - 1020 МПа и твердость - 230НВ<sub>5/750/30</sub>. Поршни из этого материала в 1,4...1,5 раза дешевле, чем поршни из специальных бронз.

### Литература

1. Илларионов И. Е. Специальные виды литья /И. Е. Илларионов, В. Ф. Пестриков, И. А. Стрельников [и др.]– Чебоксары: Изд-во Чуваш. ун-та, 2015. – 132 с.
2. Шалунов Е.П. Жаро- и износостойкие медные гранулированные композиционные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ® и высокоресурсная продукция из них / Е.П. Шалунов // Нанотехника. - 2007. - № 1 (9). - С. 69-78. Патент РФ 2116370. Способ получения дисперсно-упрочненных материалов на основе меди / Е.П. Шалунов. Заявл. 27.03.1997.

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

## УДЕЛЬНАЯ ИНТЕРФЕЙСНАЯ ЕМКОСТЬ В КОМПОЗИТАХ

**Чхартшвили Л.С.**<sup>(1,2)</sup>

<sup>(1)</sup>Департамент инженерной физики, Грузинский технический университет, пр. М. Костава, 77, Тбилиси, 0175, Грузия, [chkharti2003@yahoo.com](mailto:chkharti2003@yahoo.com)

<sup>(2)</sup>Лаборатория борсодержащих и композиционных материалов, Институт металлургии и материаловедения им. Ф. Тавадзе, ул. Э. Миндели, 10, Тбилиси, 0186, Грузия

Так как композиционные материалы содержат интерфейсы, встроенные между соседними частицами различных компонентов, то они обладают определенной зарядовой емкостью.

Среди них наноконкомпозиты выделяются очень большой общей площадью подобных интерфейсов и, следовательно, при экстремальных условиях высокочастотного электрического тока / электрического поля их внутренняя емкость может значительно повлиять на электронные характеристики материала, в особенности, на его проводимость и диэлектрические потери.

Оценка удельной интерфейсной (приходящей на единицу площади интерфейса) емкости невозможна по стандартной формуле:

$$c_0 = \frac{\varepsilon_0}{d},$$

где  $\varepsilon_0$  является электронной постоянной, а  $d$  – усредненной шириной вакуумной щели между частицами.

Здесь эта проблема решается теоретически, принимая во внимание воздействие двух факторов:

- Отмеченное выше наличие (вакуумной) щели ненулевой ширины между поверхностями соседних частиц;
- Возможность формирования областей объемного заряда по обеим сторонам интерфейса.

На основе такой модели интерфейса получена формула для удельной интерфейсной емкости  $c_{\pm}$  композиционных материалов:

$$\frac{c_0}{c_{\pm}} = \sqrt{1 + \frac{2\varepsilon_0 V_{\pm}}{d^2} \left( \frac{1}{\varepsilon_+ \rho_+} + \frac{1}{\varepsilon_- \rho_-} \right)}.$$

Здесь  $\varepsilon_+$  и  $\varepsilon_-$  являются диэлектрическими постоянными соседних компонентов,  $\rho_+$  и  $\rho_-$  – абсолютными величинами усредненных плотностей объемных зарядов в них, а  $V_{\pm}$  – внутренним напряжением, соответствующим разности в работах выхода электрона из этих компонентов.

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

## МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ

Захарченко А.В.

Университет «Украина», ул. Львовская, 23, Киев, 03115, Украина, [zav1971@bigmir.net](mailto:zav1971@bigmir.net)

Актуальность проблемы исследования и контроля структуры и физико-механических свойств материалов вблизи поверхности и в технологических приповерхностных слоях обусловлена тем обстоятельством, что с контактным взаимодействием и контактной деформацией связаны почти все современные методы обработки, упрочнения и твёрдофазного соединения материалов, процессы трения и изнашивания в экстремальных условиях.

Необходимость предлагаемой работы определяется значительной проблемой рационального использования новых высокоэффективных комплексных фосфор- и серосодержащих товарных пакетов присадок, используемых производителями нашей страны в качестве легирующих элементов при изготовлении товарных трансмиссионных масел (ТМ), имеющих значительную стоимость и не всегда соответствующих эксплуатационным требованиям с позиции их влияния на физико-механические характеристики и состояние тонких поверхностных слоёв трибосопряжений в условиях качения с проскальзыванием (тяжелонагруженные зубчатые передачи). В работе спланирован и организован активный эксперимент на модернизированном трибометре СМЦ-2. Были проведены испытания зарубежного товарного пакета присадок Компадит-731, поставляемого Фастовскому заводу технических масел «Ариан».

Для исследования и контроля микромеханических характеристик поверхностных слоёв исследуемых образцов в режиме мониторинга были использованы методы наноиндентирования и наносклерометрии (непрерывного вдавливания индентора, трибоспектральный, металлографии, топографии), реализованные с помощью последней модификации настольного прибора «Микрон-гамма-9» с широкими функциональными возможностями, отличающегося от зарубежных аналогов компактностью, простотой эксплуатации, технологичностью изготовления.

Оценка микроструктурных характеристик вторичных структур исследуемых

образцов выполнялась средствами измерительной техники, внесёнными в государственный реестр Украины, с использованием стандартизованных методов: сканирующей (растровой – РЭММА-102А) и трансмиссионной (просвечивающей - ПЭМ-УМ) электронной микроскопии; EDS (энергодисперсионного спектрального) и WDS (волнового рентгеновского) микроанализа; рентгенофазового микроанализа (ДРОН-4.13); рентгеновской флюориметрии (EXPERT 3L).

Научно-технический уровень выполненной работы соответствует мировому и впервые получены следующие научные результаты:

1. Предложен и обоснован механизм смазочного действия ТМ и методика оценки его эффективности по создаваемому ими режиму смазки при качении с проскальзыванием в зависимости от концентрации химически активных веществ (ХАВ) в базовом масле.

2. Предложен и обоснован метод определения влияния концентрации ХАВ на ресурс и функциональное состояние ТМ по деформационно-спектральным характеристикам поверхностных слоёв трибосопряжений, реализуемый непрерывным вдавливанием индентора.

3. Предложен и обоснован метод определения влияния концентрации ХАВ на ресурс и функциональное состояние ТМ по структурно-деформационной неоднородности поверхностных слоёв трибосопряжений, реализуемый при царапании индентором с учётом рельефа поверхности.

4. Получил дальнейшее развитие метод оптимизации соотношения толщин модифицированного слоя металла и самогенерирующейся органической плёнки (СОП по классификации М. В. Райко), определяющий влияние концентрации ХАВ на достижение поверхностным слоем оптимального состояния в конкретных условиях нагружения.

5. Впервые предложена комплексная методика оптимизации массовой концентрации ХАВ при легировании ТМ.

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

## МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОНТРОЛЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РАБОТЫ В ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧАХ

Захарченко А.В.

Университет «Украина»,  
ул. Львовская, 23, Киев, 03115, Украина, [zav1971@bigmir.net](mailto:zav1971@bigmir.net)

Точные данные измерений показателей процесса трения в конкретных машинах являются основой оптимизации процессов трения деталей машин. Зубчатые передачи относятся к группе самых широко распространённых в машиностроении узлов трения, определяющих долговечность механических приводов. Смазочный слой считается третьим конструкционным телом, который препятствует непосредственному контакту трущихся поверхностей. Смазочный материал в сильной степени влияет на возникновение усталостного выкрашивания тяжело нагруженного контакта. Это в первую очередь относится к контакту качения в подшипниках качения и к зубчатым передачам, профили зубьев которых работают в условиях качения с проскальзыванием. Большое внимание в современной технике уделяется трибологически обоснованному использованию масел, когда анализируется использование легирующих компонентов в смазочных композициях для пар подверженных задиру и усиленному изнашиванию.

Для анализа смазывания трибосистем следует очертить главные показатели, влияющие на этот особенно сложный процесс. Характеристикой процесса трения и состояния смазочного слоя при исследованиях могут служить разные показатели: коэффициент трения, износ, объёмная температура смазочного материала, толщина смазочного слоя (ТСС) и др.

В работе для исследования смазочной способности трансмиссионных масел применялась модернизированная машина трения СМЦ-2, переоборудованная в соответствии с целями исследования и требованиями методов измерения. Комплекс СМЦ-2—СРИП (стенд регистрации и измерения показателей) позволяет воссоздавать режимы трения периодически и длительно работающих механизмов. Условия исследований максимально приближены к условиям работы зубчатых зацеплений в агрегатах трансмиссий автомобильной техники. Испытания на машине трения проводятся в соответствии с действующими отечественными

стандартами и стандартизированным методом оценки трибологических свойств масел и присадок к ним с использованием роликовых испытательных машин:

- момент трения определяется тензометрированием в зоне концентрации полей деформаций и напряжений с использованием малобазных наклеиваемых тензодатчиков перемещения на основании тензорезистивного эффекта и пересчитывается в коэффициент трения;

- средняя (объёмная) температура масла определяется искусственной хромель-копелевой термопарой по явлению термоэлектричества;

- ТСС определяется методом измерения падения напряжения (ИПН) в локальном контакте.

Через быстротечность изменения пускового момента трения, вместо индуктивного метода измерения момента трения, который является очень инерционным, использовался метод тензометрирования.

Нестационарные температурные поля возникают в высокоскоростных и тяжело нагруженных узлах трения с продолжительностью фрикционного тепловыделения от  $10^{-6}$  до 30 с. Контактный метод позволяет измерять температуру не только на поверхности трения непрозрачных твёрдых тел, но и на любом расстоянии от поверхности трения трущихся пар. Поэтому наиболее распространённым является контактный метод с применением термоэлектрических термометров (термопар).

Наиболее эффективным методом, характеризующим смазочное действие масел и смазок, является измерение ТСС. Из существующих электрических методов наиболее полно удовлетворяет требованиям точности, стабильности и безинерционности для определения ТСС в точечном контакте трения метод ИПН при пропускании через образцы постоянного тока в режиме нормального тлеющего разряда.

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

## МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3$ -АЛМАЗ ДЛЯ ВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ

**Сербенюк Т.Б., Прихна Т.А., Свердун В.Б., Часнык В.И.<sup>(1)</sup>, Зимич Т.В., Карпец М.В.<sup>(2)</sup>**

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

<sup>(1)</sup>Государственное Предприятие научно-исследовательский Институт «Орион»,  
ул. Э. Потье, 8- а, Киев, 03057, Украина;

<sup>(2)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03680, Украина;

Материалы на основе нитрида алюминия широко применяются в области электроники, благодаря диэлектрическим свойствам, высокой теплопроводности, коррозионной и огнеупорной стойкости данного компонента.

Нами были разработаны композиционные материалы для применения, в качестве материалов-поглотителей СВЧ-излучения в вакуумных приборах. Для изготовления этих композитов использовали нитрид алюминия как основу, к которому добавляли порошки алмаза и оксида иттрия. Содержание алмаза в шихте составляло 5 масс.%, а содержание оксида иттрия 4 масс.%. Порошки смешивали в течение 3, 6 и 9 мин., затем изостатическим прессованием изготавливали компакты, которые спекали в вакуумной печи, в атмосфере азота при температурах 1800 – 1850 °С, с выдержкой при максимальной температуре 60 мин.

Рентгенофазовые исследования показали, что структуры материалов различаются по фазовому составу. В случае смешивания шихты в течение 3 мин. полученные композиты содержат фазы AlN, C,  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  и  $\text{YAlO}_3$ . После смешивания шихты на протяжении 6 мин. у изготовленных материалов наблюдаются всего три фазы – AlN, C,  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ . А при перемешивании смеси 9 мин. структура материалов характеризуется фазами AlN, C,  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ ,  $\text{Al}_4\text{C}_3$ .

Плотность разработанных композиционных материалов синтезированных при температуре 1800° С составляла 3,04 – 3,06 г/см<sup>3</sup>. С повышением температуры спекания до 1850° С материалы уплотнились до 3,11 – 3,14 г/см<sup>3</sup>.

Измерения затухания электромагнитных волн керамик спеченных

при температуре 1800° С показали, что наибольшее затухание СВЧ-излучения на частотах 34 – 36 ГГц, а именно 13,6 дБ имеют материалы, шихта для изготовления которых была смешана на протяжении 6 мин. Композиты, которые изготавливались путем смешивания порошков 3 и 9 мин. имеют значения затухания 6,6 и 9,6 дБ, соответственно. При повышении температуры спекания материалов до 1850° С наблюдается увеличение затухания электромагнитных волн. Таким образом, для составов, которые смешивали 6 мин. значение затухания все так же остается наивысшим и составляет 15 дБ. Материалы из составов смешанных 3 и 9 мин. имеют затухание 7,2 и 12 дБ, соответственно.

Такую разность в значениях затухания микроволнового излучения для материалов, изготовленных из составов, которые были смешаны при различном времени, можно объяснить различием в формировании структур полученных керамик. Присутствие фаз  $\text{YAlO}_3$  и  $\text{Al}_4\text{C}_3$  в структурах композитов изготовленных из шихты смешанной предварительно 3 и 9 мин., соответственно говорит о том, что эти фазы негативно влияют на поглощение СВЧ-излучения данными материалами. Таким образом, несколько понижая способность материала поглощать микроволны. Повышение же затухания композитов спеченных при 1850 °С, вероятно связано с увеличением плотности композитов.

Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что оптимальными условиями получения композитов на основе AlN-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Алмаз с высокой плотностью и высоким значением затухания СВЧ-излучения, есть процесс при котором шихта смешивается в течение 6 мин., а после прессования образцы спекаются при 1850° С и выдержке 60 мин.

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

## ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ АЛМАЗОВ, ВЫРАЩЕННЫХ В СИСТЕМЕ МАГНИЙ–УГЛЕРОД

**Коваленко Т.В., Романко Л.А., Ивахненко С.А.**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [tetiana.v.kovalenko@gmail.com](mailto:tetiana.v.kovalenko@gmail.com)

Алмазы нашли широкое применение для использования в качестве активных электронных элементов, работающих в экстремальных условиях [1]. Приборы на основе полупроводниковых алмазов могут стабильно работать при длительном воздействии предельных температур, высоких частот, большой рассеиваемой мощности; устойчивы к внешним воздействиям.

Известны методы выращивания полупроводниковых алмазов при высоких давлениях и температурах в раствор-расплавных системах Fe–Al–C или Co–Fe–Ti/Al–C с добавлением бора или борсодержащих компонентов [2].

В настоящей работе установлена возможность получения полупроводниковых кристаллов алмаза с использованием очень малых количеств бора, входящего в источник углерода.

Процесс выращивания монокристаллов алмаза проводили в области термодинамической стабильности при давлении 7,0–8,5 ГПа и температуре 1350–2240 °С; для полученных кристаллов размером 400–600 мкм были исследованы дефектно-примесный состав с помощью ИК-спектроскопии, а также их электрофизические свойства.

Электрическое сопротивление образцов определяли методом измерения вольтамперных характеристик (ВАХ) на постоянном токе при комнатной температуре. В процессе измерения образец зажимается непосредственно между измерительными электродами, при этом измеряются объемные характеристики образца; ВАХ всех образцов измеряли в прямом направлении при увеличении напряжения и в обратном, при его постепенном уменьшении. Величина электрического сопротивления определялась на омическом участке ВАХ (рис. 1). Для образцов различного размера, использовали измерение сопротивления, отнесенное к единице толщины образца

Концентрация нескомпенсированной примеси бора, определяющей полупроводниковые свойства кристаллов, выращенных в системе Mg–C, была определена

в пределах  $\sim 10^{17}$ – $10^{19}$  см<sup>-3</sup> по интенсивности соответствующей полосы поглощения при 2810 см<sup>-1</sup>; образцы были бесцветными или имели голубой цвет от светло-голубого до темно-синего. Установлено, что увеличение концентрации акцепторов в  $10^2$  раз приводит к уменьшению сопротивления кристаллов  $\sim 10^7$  раз. Температурная зависимость сопротивления измеренных образцов (рис. 2) имеет активационный характер с энергией активации  $E_A=0,364$  эВ, что соответствует энергии активации примеси бора в алмазе 0,37 эВ.

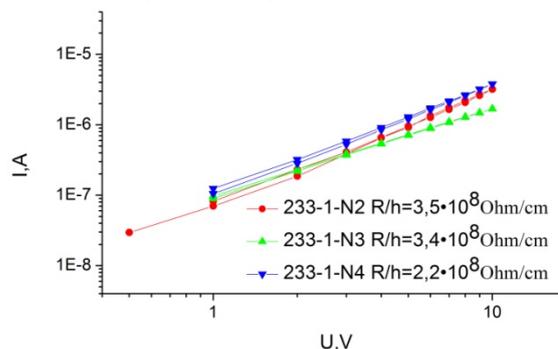


Рис. 1. ВАХ образцов монокристаллов алмаза, полученных в системе Mg–C с концентрацией акцепторной примеси бора  $\sim 5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup>.

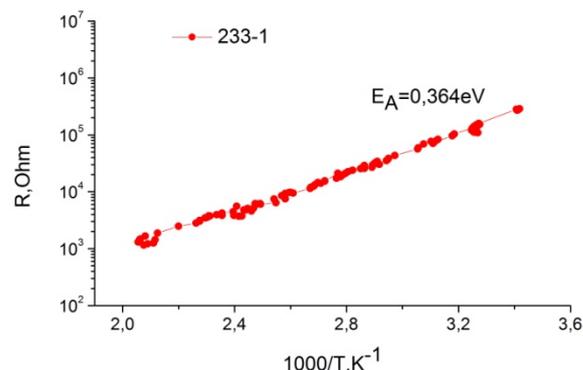


Рис. 2. Температурная зависимость сопротивления образца алмаза с концентрацией акцепторной примеси бора  $\sim 5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup>.

1. Вавилов В. С. Алмаз в твердотельной электронике / В. С. Вавилов // Успехи физических наук. – 1997. – т. 167, № 1. – С. 17–22.

2. Handbook of Crystal Growth / [ed. by P. Rudolph]. – Elsevier, 2015. – 1418 p.

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

## КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al–Cu–Fe, ЛЕГИРОВАННЫХ Si И В

**Суховая Е.В., Полонский В.А., Устинова Е.В., Крамская О.С.**

Днепропетровский национальный университет им. Олеса Гончара,  
пр. Гагарина, 72, Днепропетровск, 49010, Украина, [sukhovaya@ukr.net](mailto:sukhovaya@ukr.net)

Создание новых материалов с особыми свойствами, в частности, квазикристаллических сплавов, для работы в условиях высоких температур и агрессивных сред является важным направлением исследований для современной науки и техники. Поэтому данная работа выполнялась с целью изучения структуры, коррозионных и электрохимических свойств квазикристаллических сплавов Al–Cu–Fe, а также определения зависимости между их химической активностью и содержанием легирующих добавок Si и/или В.

Сплавы получали сплавлением химически чистых элементов в графитовых тиглях ( $V_{\text{окл}}=100$  К/с). В сплав  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$  вводили 4–7 ат. % Si и/или 1–3 ат. % В (табл.). Структуру изучали методами металлографии, рентгенофлуоресцентного, рентгеноструктурного и дифференциального термического анализом. Коррозионные испытания проводили путем погружения образцов в растворы HCl,  $\text{H}_2\text{SO}_4$ ,  $\text{HNO}_3$ ,  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (pH=1); NaCl,  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  (pH=7,0); NaOH (pH=11,0). В качестве коррозионного показателя использовали относительное уменьшение массы ( $\Delta m/s$ , мг/см<sup>2</sup>) образцов через каждый час (растворы кислот) или сутки (другие растворы). Измерения стационарных потенциалов и поляризационные исследования выполняли с помощью потенциостата ПИ–50–1 с программатором ПР–8 в трехэлектродной ячейке. Рабочим электродом служил исследуемый сплав, вспомогательным – платиновая пластинка, электродом сравнения – электрод AgCl.

В структуре базового сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$  в основном наблюдаются квазикристаллическая икосаэдрическая  $\psi$ -фаза и кубическая  $\beta$ -фаза. В заметных количествах также присутствует моноклинная  $\lambda$ -фаза, окруженная ободками перитектической  $\psi$ -фазы. Оставшийся объем сплава занимают  $\theta$ -фаза и  $\eta$ -фаза. Сплавы Al–Cu–Fe, легированные Si и В, также характеризуются трехфазной структурой ( $\psi+\beta+\lambda$ ). В образцах легированных сплавов содержание  $\psi$ -фазы существенно увеличивается по сравнению с нелегированными образцами.

Базовый сплав  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$  наиболее активно реагирует с раствором HCl – за 4 часа

обработки  $\Delta m/s=11,3$  мг/см<sup>2</sup>. Легирование подавляет его химическую активность: для сплавов  $\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4\text{B}_3$  и  $\text{Al}_{53}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_3$  этот показатель составляет 6,9 и 3,1 мг/см<sup>2</sup> соответственно. Действие остальных кислот значительно слабее, потери массы примерно одинаковы и находятся в пределах 1,5...2,5 мг/см<sup>2</sup>.

В нейтральных (NaCl и  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ) и щелочных (NaOH) растворах коррозионный процесс имеет низкую скорость, а с увеличением содержания кремния до 7 ат. % – вообще не происходит. При этом на поверхности образцов формируется тонкая пленка продуктов коррозии, блокирующая ее.

Стационарные потенциалы исследованных сплавов имеют наиболее отрицательные значения в растворе 3N NaCl (табл.). У базового сплава величина потенциала максимальная.

**Таблица. Величины стационарных потенциалов ( $E_{\text{ст}}$ ) сплавов Al–Cu–Fe–Si–В в растворе 3N NaCl**

Сплавы	$E_{\text{ст}}$ , В
$\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$	-0,64
$\text{Al}_{59}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4$	-0,53
$\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7$	-0,48
$\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_1$	-0,59
$\text{Al}_{60}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_3$	-0,58
$\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4\text{B}_3$	-0,49
$\text{Al}_{53}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_3$	-0,42

Легирование Si и В приводит к смещению потенциала  $E_{\text{ст}}$  в сторону меньших негативных значений (в основном, в нейтральном растворе  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ). Как следствие, химическая активность легированных сплавов снижается в сравнении с базовым сплавом, что коррелирует с результатами коррозионных испытаний.

Поляризационные измерения показывают, что введение добавок Si и В в сплавы Al–Cu–Fe расширяет границы зон электрохимической пассивности за счет торможения катодного процесса. В анодной области потенциалов происходит избирательное растворение наиболее активных компонентов сплавов.

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

## ВЕРТИКАЛЬНА ПРОВІДНІСТЬ В *n*-InSe ПРИ ЕЛЕКТРОННОМУ ОПРОМІНЕННІ

**Ковалюк З.Д., Маслюк В.Т.<sup>(1)</sup>, Мегела І.Г.<sup>(1)</sup>, Мінтянський І.В., Савицький П.І.**

Чернівецьке відділення Інституту проблем матеріалознавства НАН України,

вул. Ірини Вільде, 5, Чернівці, 58001, Україна, [chimsp@ukrpost.ua](mailto:chimsp@ukrpost.ua)

<sup>(1)</sup>Інститут електронної фізики НАН України,

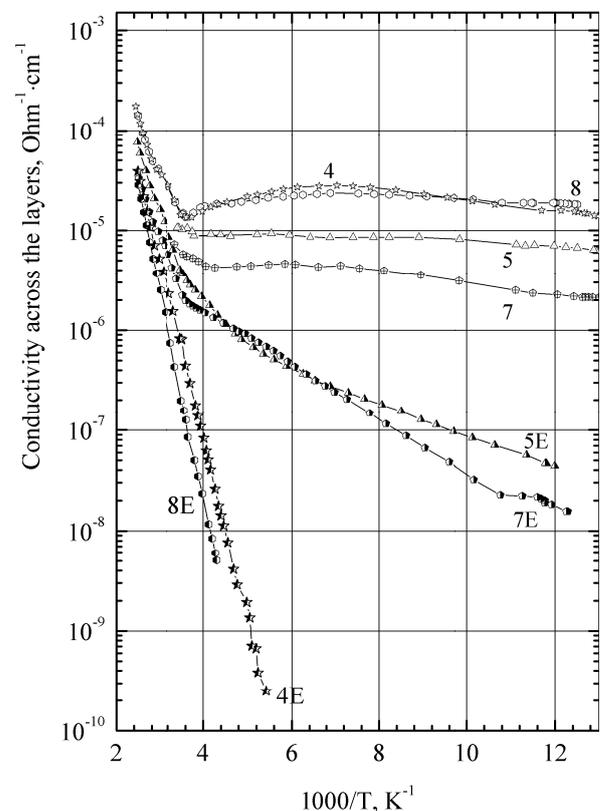
вул. Університетська, 21, Ужгород, 88017, Україна, [volodymyr.maslyuk@gmail.com](mailto:volodymyr.maslyuk@gmail.com)

Вивчено вплив електронного опромінення ( $E=10$  MeV,  $\Phi=1\cdot 10^{14}$ ,  $5\cdot 10^{14}$  та  $1\cdot 10^{15}$   $e/cm^2$ ) на механізм зарядопереносу впоперек шарів в *n*-InSe. Енергетичні втрати електронів становили  $\sim 10\%$ . Тому вважалося, що генерація радіаційних дефектів є майже рівномірною по всьому об'єму монокристалів. Виміри до та після опромінення проводили в температурній області  $80\div 400$  К без перепаювання контактів. Так як механічні властивості шаруватих кристалів не дозволяють вирізати зразки зі значно переважаючими розмірами вздовж осі С, то для вимірювання провідності впоперек шарів застосовувався чотирьохзондовий метод з контактами, розташованими на протилежних сколотих поверхнях. Два з них охоплювали більшу частину поверхонь і використовувалися як струмові, а два інших – як зондові. Типові розміри зразків становили  $5,0\times 3,0\times 0,6$  мм<sup>3</sup>. Для визначення параметра анізотропії досліджувалася також електропровідність вздовж шарів  $\sigma_{\perp C}$ .

Для вихідного кристала провідність  $\sigma_{\parallel C}$  незначно змінюється у температурному діапазоні  $80\div 300$  К і зумовлена тунельним механізмом. Після *e*-впливу поперечна компонента різко зменшується як з ростом флюенсу, так і пониженням температури (рис. 1). Зокрема, для двох найвищих доз вже при 165 К величина  $\sigma_{\parallel C}$  зменшується у  $10^5$  раз і менша  $10^{-10}$  Ом<sup>-1</sup>·см<sup>-1</sup>. При цьому анізотропія електропровідності  $\sigma_{\perp C}/\sigma_{\parallel C}$  різко зростає зі зменшенням температури і при 80 К навіть перевищує  $10^6$ .

Для пояснення використано модель з 2D та 3D електронами. Вважається, що опромінення приводить до адсорбції мілких донорів на дефектах упаковки і формування 2D мінізон, а основна  $\gamma$ -область селеніду індію є сильно компенсованою і низькопровідною. З підвищенням температури 2D носії, що приймають участь лише у транспорті вздовж

шарів, активуються в основну зону провідності і змінюється розмірність електронного газу [1]. Тоді найнижчі значення  $\sigma_{\parallel C}$  та найбільша анізотропія  $\sigma_{\perp C}/\sigma_{\parallel C}$  спостерігаються для зразків з домінуючою двовимірною провідністю. Залежність  $\sigma_{\parallel C}(T)$  пояснена комбінованим впливом тунельних та активаційних бар'єрів.



**Рис. 1. Температурні залежності електропровідності впоперек шарів в *n*-InSe для вихідних зразків 4, 5, 7, 8 та опромінених різними дозами електронів: 4E -  $5\cdot 10^{14}$ , 5E та 7E -  $1\cdot 10^{14}$ , 8E -  $1\cdot 10^{15}$   $e/cm^2$ .**

### Література

I.V. Mintyanskii, P.I. Savitskii, Z.D. Kovalyuk. Two-band conduction in electron-irradiated *n*-InSe single crystals. *Phys. Status Solidi*, 2015, **В 252**, No 2, P. 346-356.

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

## СТОЙКОСТЬ ПЛЕНОК СОБСТВЕННОГО ОКИСЛА InSe К ОБЛУЧЕНИЮ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ И НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПРОТОНАМИ

**Сидор О.Н., Сидор О.А.**

Черновицкое отделение

Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. И. Вильде, 5, Черновцы, 58001, Украина, [sydor.oleh@gmail.com](mailto:sydor.oleh@gmail.com)

Моноселенид индия, который принадлежит группе кристаллов  $A^{III}B^{VI}$ , владеет уникальными физическими свойствами. Из-за наличия слоистой структуры данный полупроводник легко скалывается по плоскостям спайности (0001). Поверхность скола является атомарно-совершенной с малой концентрацией поверхностных состояний (менее  $10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Благодаря этому ван-дер-ваальсовая поверхность слоистого кристалла идеально подходит для формирования высококачественных пленок собстве

нного окисла (CO) и создания эффективных фотопреобразователей CO-InSe технологически простым и дешевым методом термического окисления. При этом, избегаются традиционные процессы шлифования, полирования и травления. Тонкие пленки CO обладают высокими электропроводностью и механической прочностью, прозрачностью в видимой и ближней ультрафиолетовой областях, а также формируют потенциальный барьер с кристаллами InSe обоих типов проводимости.

Наличие большого количества собственных структурных дефектов (более  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) определяет повышенную радиационную стойкость слоистых кристаллов [1]. Ранее изучалось влияние облучения на кристаллы InSe [2] и выпрямляющие структуры на его основе [3]. Целью данной работы является первое исследование стойкости к радиации пленки CO селенида индия как компоненты гетероструктур CO-InSe.

Формирование пленок CO осуществлялось окислением высокоомных подложек InSe:Zn ( $p \sim 1,0 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ ,  $\sigma_{||c} \sim 5,0 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ ,  $\mu \sim 25 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ ) при  $T = 420^\circ\text{C}$  и свободном доступе воздуха. Продолжительность процесса составляла 60 мин. Значение поверхностного сопротивления пленок CO InSe  $R_s$  находилось для разных образцов в пределах 220–230 Ом/□.

Облучение образцов осуществлялось

электронами с энергией 12 МэВ и протонами с энергией 30 кэВ. Величины флюенса в обоих случаях составили  $10^{13} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$ .

Эксперимент показал, что начальный флюенс  $10^{13} \text{ см}^{-2}$  облучения не влиял на поверхностное сопротивление пленок CO в пределах погрешности измерения ( $\pm 0,2 \%$ ). Для максимального флюенса изменения величины  $R_s$  в сравнении с необлученными образцами составили незначительные 2,3 и 3,1 % для электронов и протонов, соответственно.

В дополнение к электрическим измерениям были исследованы спектры фоточувствительности структуры CO-InSe, а именно их коротковолновый край. Последний отвечал за поглощение фотонов в пленке окисла. Важно то, что крутизна данной границы спектра, чувствительна к различного рода нарушениям кристаллической решетки. Как показало данное исследование, максимальное изменение крутизны не превысило 4 % при начальной ее величине для разных образцов  $21 - 26 \text{ эВ}^{-1}$ .

Итак, можно утверждать, что радиационная стойкость пленок CO InSe, полученных методом термического окисления, в пределах исследованных флюенсов электронного и протонного облучения исключительно высокая и может быть сравнима с таковой металлов. Отсюда следует, что радиационная стойкость структур CO-InSe, в которых оксидные пленки служат фронтальным барьерным электродом, определяется в первую очередь устойчивостью к разного рода излучениям слоистого полупроводника.

### Литература

1. Koshkin V.M., Dmitriev Yu.P. Chemistry Reviews, 19 (1994) 139.
2. Zhirko Y., Skubenko N., Kovalyuk Z., Sydor O. J. Mater. Sci. Eng., A 3 (2013) 162.
3. Kovalyuk Z.D., Polityanska O.A., Tkachenko V.G., Maksymchuk I.N., Dubinko V.V., Savchuk A.I. J. Nucl. Mater., 385 (2009) 489.

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

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛИ ТИПА «ВНЕДРЕННОГО ЯДРА» ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛМАЗОВ ТИПА Ib МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

**Супрун Е.М., Мильман Ю.В.<sup>(1)</sup>, Ивахненко С.А., Чугунова С.И.<sup>(1)</sup>, Голубенко А.А.<sup>(1)</sup>**

Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,  
ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [alona\\_suprun@mail.ru](mailto:alona_suprun@mail.ru)

<sup>(1)</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03680, Украина, [milman@ipms.kiev.ua](mailto:milman@ipms.kiev.ua)

Алмаз – перспективный материал для изготовления силовых электронных устройств, благодаря высокой теплопроводности, радиационной стойкости, химической стойкости к агрессивным средам. Поэтому изучение свойств алмазов имеет большое значение.

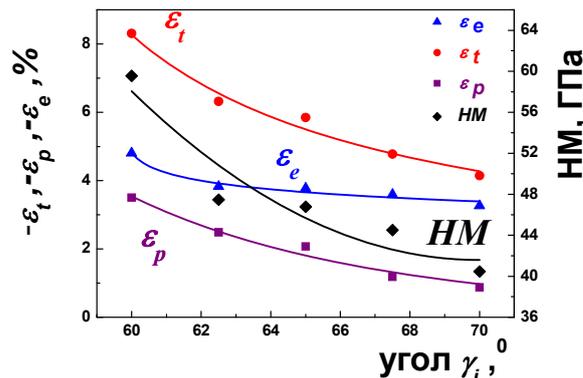
Изучение механических свойств проводилось путем высокотемпературного индентирования. В работе определяли твердость монокристаллов алмаза типа Ib, полученных методом температурного градиента, с помощью пяти трехгранных инденторов с разными углами при вершине  $\gamma_i$ . Индентирование проводили в вакууме при температуре 900 °С. При этой температуре алмаз обладает достаточной микропластичностью, что позволяет получать отпечатки твердости без разрушения. Для определения механических свойств была использована модель индентирования типа “внедренного” ядра, в которой (в отличие от существующих ядерных моделей) зона упруго-пластической деформации формируется не только в образце, но и в инденторе [1]. Были определены предел текучести алмаза, характеристика пластичности, упругая  $\varepsilon_e$ , пластическая  $\varepsilon_p$  и общая деформации  $\varepsilon_t$  (см. табл.). Деформации  $\varepsilon_e$ ,  $\varepsilon_p$ ,  $\varepsilon_t$  являются средними в области контакта индентор – образец в направлении силы, действующей на индентор.

Показано, что степень деформации  $\varepsilon_t$  возрастает при уменьшении  $\gamma_i$ , то есть  $\varepsilon_t$  возрастает при увеличении остроты индентора. Характеристика пластичности  $\delta_H$  существенно ниже критического значения  $\delta_H \approx 0,9$ , достижение которого является необходимым условием для проявления пластичности при испытаниях на растяжение и изгиб.

Как видно из рисунка переход к более острым инденторам приводит к повышению твердости и увеличению степени деформации.

**Твердость по Мейеру  $H_M$ , угол  $\gamma_i$  между осью пирамиды индентора и гранью до исследований, предел текучести  $Y_S$ , характеристика пластичности  $\delta_H$ , упругая  $\varepsilon_e$ , пластическая  $\varepsilon_p$  и общая  $\varepsilon_t$  деформации**

$\gamma_i$ , град.	$H_M$ , ГПа	$Y_S$ , ГПа	$-\varepsilon_e$ , %	$-\varepsilon_p$ , %	$-\varepsilon_t$ , %	$\delta_H$
60	59,56	68,23	4,81	3,50	8,31	0,42
62,5	47,46	46,21	3,83	2,48	6,32	0,39
65	46,78	50,79	3,78	2,07	5,85	0,35
67,5	44,50	46,31	3,59	1,18	4,77	0,25
70	40,46	43,28	3,27	0,88	4,14	0,21



**Зависимость твердости, упругой, пластической и общей деформации от угла между гранью и осью индентора для исследованного при 900 °С алмаза**

Алмаз при 900 °С имеет сильное деформационное упрочнение – намного большее, чем другие однофазные кристаллические материалы. Полученные результаты стали возможными благодаря развитой модели, позволяющей определить твердость и предел текучести при индентировании индентором, который претерпевает упруго-пластическую деформацию как и образец.

[1] Исследование механического поведения алмаза методом индентирования / Б. А.Галанов, Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова [и др.] // V Межд.конф.HighMatTech (Киев, 5 – 8 октября 2015 г.). – 272 с.

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

## РІДИННОФАЗЕ АКТИВУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОПРОШКІВ

Ільницька Г.Д., Олійник Н.А., Сизоненко О.М.<sup>(1)</sup>, Базалій Г.А., Липян Є.В.<sup>(1)</sup>,  
Торпаков А.С.<sup>(1)</sup>

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,  
вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, Україна, [oleynik\\_nonna@ukr.net](mailto:oleynik_nonna@ukr.net)

<sup>(1)</sup>Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України,  
пр. Богоявленський (Жовтневий), 43а, Миколаїв, Україна, [sizonenko43@rambler.ru](mailto:sizonenko43@rambler.ru)

Інтерес до вуглецевих нанопорошків та їх застосування у матеріалознавстві, хімії та біології поширюється. На їх основі розроблено композиційні абразивні матеріали, які працюють у екстремальних умовах. Порошки використовують для створення холодних катодів, польових транзисторів, у хроматографії, у медицині та біології, у якості адсорбентів, застосовуються для полірувальних суспензій, підвищення твердості, корозійної та зносостійкості гальванічних покриттів.

Фізико-хімічні характеристики порошків залежать від енергетичного стану та функціонального покрову поверхні, фазової чистоти та розміру агрегатів частинок.

Модифікування поверхні вуглецевих нанопорошків може виконуватись як у процесі синтезу, так і у процесі очищення та отримання порошку.

На сьогодні найбільш розповсюдженим є рідиннофазний спосіб модифікування та активування поверхні порошків.

**Метою роботи** є дослідження впливу рідиннофазного модифікування вуглецевих нанопорошків на формування їх фізико-хімічних характеристик та розподіл агрегатів за розмірами.

Дослідження виконано на зразках нанопорошків вуглецевих матеріалів виробництва АЛПТ-ІСМ (Житомир, Київ), нанопорошках багатостінних вуглецевих нанотрубок (БВНТ) та алмазних ультрадисперсних нанопорошках (АСУД).

Модифікування вуглецевих нанопорошків виконувалось з використанням фізико-хімічного та термохімічного методів.

Для диспергування вуглецевих нанопорошків використовували імпульсну обробку високовольтним електричним розрядом (ВЕР обробка).

Порошки досліджували методами: трансмісійної електронної мікроскопії в поєднанні з мікродифракцією, низькотемпературної адсорбції, магнітними, електрофізичними. Визначали термосорбційні спектри води та атомарного кисню, пінокметричну щільність, загальний вміст домішок у порошках, розподіл за розмірами агрегатів частинок.

Встановлена можливість формування поверхні порошків з однорідним енергетичним та заданим домінуючим хімічним складом.

Показано, що використання ВЕР обробки дозволяє дезагрегувати як порошок АСУД, так і БВНТ. Наступна седиментацій продуктів дезагрегування порошків БВНТ дозволяє отримувати порошки трьох діапазонів розмірів: 0,118–0,139 мкм; 2,639–20,895 мкм; 2,44–33,701 мкм із зменшеним вмістом аморфного вуглецю.

### Висновки

Рідиннофазні методи модифікування та активування поверхні нанопорошків вуглецевих матеріалів дозволяє отримувати порошки багатостінних вуглецевих нанотрубок та нанопорошки алмазні синтетичні ультрадисперсні із різними фізико-хімічними, адсорбційними, електрофізичними та іншими характеристиками.

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

## СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ $MgB_2$ С Ti И Ta СИНТЕЗИРОВАННЫЕ ПРИ 2 ГПа

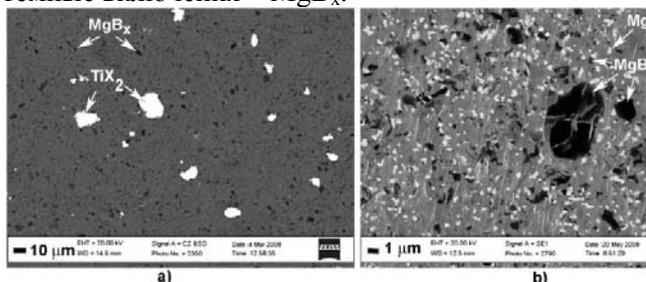
**Козырев А.В., Прихна Т.А., Басюк Т.В., Моциль Е.В., Шатерник А.В., Барвицкий П.П.**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины,

ул. Автозаводская, 2, Киев, 04074, Украина, [kozyrev@list.ru](mailto:kozyrev@list.ru)

Было проведено экспериментальное изучение формирования структуры сверхпроводящих материалов на основе  $MgB_2$  с добавками Ti и Ta, в условиях высоких давлений 2 ГПа и температур 600-1200 °С. Известно, что добавки Ti и Ta приводят к повышению значения  $J_c$  [1]. Авторы [2, 3] указали на эффект сегрегации кислорода и формирование большего числа включений  $MgB_x$  в материалах с Ti или Ta. Механизм воздействия этих двух добавок одинаковый.

На рисунке показана структура  $MgB_2$ , синтезированного при 2 ГПа и 1050 °С из порошков бора и магния с добавлением 10 вес.% Ti. Использование режимов SEI и BEI позволяет различать области, содержащие Ti (Рис.1а) и включения Mg-B-O (Рис.1б). Светлые области это включения Mg-B-O, а темные включения –  $MgB_x$ .



**Рис.1. Структура  $MgB_2$ , полученного под высоким давлением с добавлением 10% Ti, после травления под Ar**

$MgB_2$  получаемый под давлением 2 ГПа, как правило, содержит случайным образом расположенные включения Ti (Рис.1а). Диффузия Ti в структуру  $MgB_2$  не наблюдается. В образцах, полученных при низких температурах, присутствуют включения  $TiH_2$ , но при более высоких они превращаются в  $TiB_2$ , что подтверждается рентгеноструктурными исследованиями и СЭМ. Адсорбция водорода титаном предотвращает образование  $MgH_2$  и позволяет

изготавливать большие плотные блоки  $MgB_2$  без трещин. Добавление 10 вес.% порошка  $TiH_2$  вместо Ti при 800 °С приводит к образованию очень пористого материала с низким  $J_c$ , не смотря на высокое давление. Адсорбция водорода – не единственный эффект Ti в  $MgB_2$ . Еще более важным, в отношении изменения  $J_c$  является сегрегация кислорода и таким образом «очистка» матричной фазы  $MgB_2$  от него (подтверждено СЭМ с рентгеновским микроанализом). Кроме того, Ti влияет на образование большего числа включений  $MgB_x$  ( $x>4$ ). Материалы с добавками металлов имеют большую твердость (благодаря большему количеству более твердых включений высших боридов) и трещиностойкость,  $k_{1c}$ .  $MgB_2$  с 10% Ta полученный при 2 ГПа имел значение  $k_{1c}=7,6\pm 2,0$  МПа  $m^{0.5}$  (при 149 Н), тогда как такой же образец без добавок  $k_{1c}=4,24\pm 0,14$  МПа  $m^{0.5}$  (при 4,96 Н). Микротвердость  $MgB_2$  полученного при 2 ГПа без добавок была  $H_v=16,85\pm 0,74$  ГПа (при 4,96 Н).

1. Zhao Y., Feng Y., Cheng C. H. et al. High critical current density of  $MgB_2$  bulk superconductor doped with Ti and sintered at ambient pressure, *Appl. Phys. Lett.* 79 (8), 1154-1157 (2001).

2. Prikhna T., Gawalek W., Savchuk Ya. et al. Nanostructural Superconducting Materials for Fault Current Limiters and Cryogenic Electrical Machines, *Acta Physica Polonica A*, 117(1), 7-14 (2010)

Prikhna T., Eisterer M., Weber H. W. et al Temperature-pressure induced nano-structural inhomogenities for vortex pinning in bulk  $MgB_2$  of different connectivity, *Physica C* 503, 109-112 (2014).

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

## ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ Nb–Si–C ПЛЕНОК

Оноприенко А.А., Иващенко В.И., Тимофеева И.И., Синельниченко А.К., Бутенко О.А.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, e-mail: [onopr@materials.kiev.ua](mailto:onopr@materials.kiev.ua)

Nb-Si-C пленки осаждены на пластины монокристаллического Si (100) и поликристаллического Ni безреакционным магнетронным на постоянном токе распылением многокомпонентной Nb-Si-C мишени в Ar. Nb/C мишень была составлена из двух полукруглых дисков равного диаметра одинаковой толщины (60 мм и 4 мм, соответственно). Введение Si в пленки осуществлялось путем размещения в зоне распыления мишени пластинок монокристаллического Si ( $4 \times 4$  мм<sup>2</sup>). Напряжение смещения на подложки не подавали. Для сравнения была нанесена также пленка Nb-C в идентичных условиях.

Структуру, фазовый состав и химические связи в пленках исследовали с помощью XRD и XPS. Твердость пленок определяли методом индентирования. Для интерпретации структуры и свойств пленок проводилось также моделирование структуры пленок первопринципным методом молекулярной динамики с использованием вычислительного кода Quantum ESPRESSO [1].

Исследование методом XRD показало, что независимо от содержания Si в пленках, только линии, присущие кубической NbC фазе, присутствуют на дифрактограммах. В пленке NbC (0 ат.% Si) размер зерен, оцененный по формуле Шеррера, составлял около 7 нм. При добавлении Si размер зерен сначала несколько увеличился до 8 нм при 2,1 ат.% Si, а затем проявилась тенденция к уменьшению размера зерен до 4 нм при 9,5 ат. % Si. Основываясь на этих результатах, можно считать, что NbC фаза является нанокристаллической (нк). Никакие другие кристаллические фазы не были выявлены в Nb-Si-C пленках с разным содержанием Si.

Из спектров XPS следует, что добавление Si в Nb-C пленку приводит к образованию, в основном, Si-C и Si-O связей. Суммируя результаты XRD and XPS, мы предполагаем, что Nb-C пленка состоит из

нанокристаллов NbC, окруженных аморфной фазой, то есть имеет структуру нк-NbC/a-C/a-SiCO

Индентирование показало, что добавление Si приводит к неуклонному увеличению твердости до 29.5 ГПа при ~8 ат. % Si. При дальнейшем повышении содержания Si твердость снижается. На основании результатов XRD и измерения твердости мы предполагаем, что при добавлении Si в Nb-C пленки протекают два сопутствующих процесса: уменьшение размера кристаллитов NbC и увеличение количества аморфной фазы. При содержании Si <~8 ат. % превалирует уменьшение размера кристаллитов, и это приводит к увеличению твердости согласно формуле Холла-Петча. При содержании Si выше этой пороговой величины возрастает толщина мягкой аморфной фазы, окружающей кристаллиты, и твердость пленки снижается вследствие зернограничного проскальзывания [2].

Моделирование показало, что в отличие от TiN/SiC пленок, в нанокристаллических NbC/SiC пленках с тонкими межзеренными прослойками межфазные границы типа B3-SiC не могут образовываться, а возможно образование межфазных границ типа аморфноподобных SiC(001) и B1-SiC(111). Последняя, гетероэпитаксиальная, граница значительно прочнее аморфных (001) межфазных слоев. Этот результат позволяет предположить, что возрастающий вклад от прочных NbC(111)/SiC границ при одновременном уменьшении размера зерен NbC ответственны за экспериментально установленную зависимость твердости от концентрации Si.

### References

1. P. Giannozzi, S. Baroni, N. Bonini et al., J. Phys.: Cond. Matter 21 (2009) 395502-19.
2. S. Veprek, J. Vac. Sci. Technol. A 31 (2013) 050822-33.

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

## СТАНДАРТИЗАЦИЯ МЕТОДОВ ТЕСТИРОВАНИЯ ОПАСНОСТИ НАНОМАТЕРИАЛОВ

**Павлыго Т.М., Павлыго И.Ю.**

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

Поведение наноматериалов в окружающей среде, их токсичность для человека и окружающей среды мало изучены. Для точного моделирования таких процессов нет необходимых экспериментальных данных. Это связано с отсутствием эталонов и стандартизации методологии тестирования.

В наноразмерном состоянии можно выделить следующие физико-химические особенности поведения веществ: увеличение химического потенциала веществ на межфазной границе высокой кривизны (большая кривизна поверхности наночастиц и изменение топологии связи атомов на поверхности приводит к изменению их химических потенциалов, изменяется растворимость, реакционная и каталитическая способность наночастиц и их компонентов); большая удельная поверхность наноматериалов - увеличивает их адсорбционную емкость, химическую реакционную способность и каталитические свойства и приводит к увеличению продукции свободных радикалов и активных форм кислорода и повреждению биологических структур; небольшие размеры и разнообразие форм наночастиц (наночастицы вследствие своих небольших размеров могут связываться с нуклеиновыми кислотами, белками, встраиваться в мембраны, проникать в клеточные органеллы и тем самым изменять функции биоструктур); высокая адсорбционная активность (в связи с высокоразвитой поверхностью наночастицы обладают свойствами высокоэффективных адсорбентов и способны поглощать на единицу своей массы во много раз больше адсорбируемых веществ, чем макроскопические дисперсии); высокая способность к аккумуляции.

В 2008 году страны Евросоюза начали создание специальной базы данных NHECD, которая будет содержать сведения о воздействии наноматериалов на здоровье человека и на окружающую среду.

Для уменьшения пробелов в знаниях требуется разработать необходимые методы тестирования для полного определения характеристик наноматериалов.

Были рассмотрены 8 международных стандартов [1–8], относящихся к исследованию опасности наноматериалов.

Стандартизация методологии тестирования производимых наноматериалов, создание паспортов безопасности новых продуктов является важнейшей задачей.

1. ISO 10801:2010 Nanotechnologies - Generation of metal nanoparticles for inhalation toxicity testing using the evaporation/condensation method. Ed. 2010-12-15. ISO, 2010. 22 p.
2. ISO 10808:2010 Nanotechnologies - Characterization of nanoparticles in inhalation exposure chambers for inhalation toxicity testing. Ed. 2010-12-15. ISO, 2010. 18 p.
3. ISO 29701: 2010 Nanotechnologies - Endotoxin test on nanomaterial samples for in vitro systems - Limulus amoebocyte lysate (LAL) test Ed. 2010-09-15. ISO, 2010. 20 p.
4. ISO/TS 12901-1:2012 Nanotechnologies - Occupational risk management applied to engineered nanomaterials - Part 1: Principles and approaches Ed. 2012-11-15. ISO, 2012. 37 p.
5. ISO/TS 12901-2:2014 Nanotechnologies - Occupational risk management applied to engineered nanomaterials - Part 2: Use of the control banding approach Ed. 2014-01-15. ISO, 2014. 31p.
6. ISO/TR 13014:2012 Nanotechnologies - Guidance on physico-chemical characterization of engineered nanoscale materials for toxicologic assessment Ed. 2012-05-15. ISO, 2012. 33 p.
7. ISO/TR 13121:2011 Nanotechnologies - Nanomaterial risk evaluation Ed. 2011-05-15. ISO, 2011. 58 p.
8. ISO/TR 13329:2012 Nanotechnologies - Preparation of Material Safety Data Sheet (MSDS) Ed. 2012-12-01. ISO, 2012. 22 p.

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

## МІЖФАЗНІ РЕАКЦІЇ БОРУ З ПЕРЕХІДНИМИ МЕТАЛАМИ

Дибков В.І.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [vdybkov@ipms.kiev.ua](mailto:vdybkov@ipms.kiev.ua)

Взаємодія бору з металами, перехідними зокрема, призводить до утворення твердих боридних шарів на міжфазних межах. Бориди – це група хімічних сполук, переважно з ковалентним зв'язком [1]. Більшість боридов перехідних металів мають дуже високу температуру плавлення, аж до 3650 °С для  $\text{HfB}_2$ . Їх широке практичне застосування зумовлено наявністю також ще й інших привабливих фізичних і хімічних властивостей.

Прикладом може бути підсилення композитів частинками  $\text{TiB}_2$ . Межфазні хімічні реакції в композитах, що складаються з бору, боридних фаз та металічної зв'язки, мають вирішальне значення при виборі оптимального режиму їх виробництва і передбаченні службових властивостей.

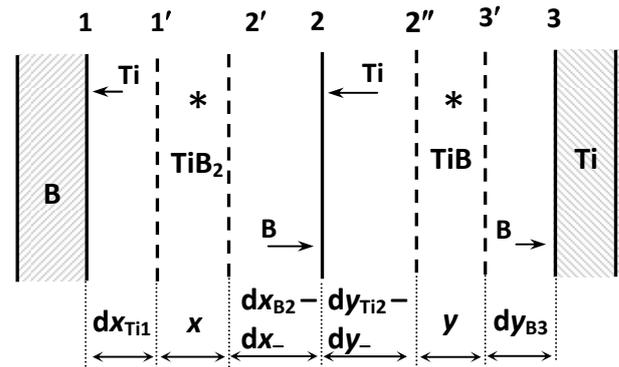
Фізико-хімічний аналіз механізму міжфазного утворення боридов металів вказує на неспроможність деяких існуючих “дифузійних” поглядів. Щоб показати це, подвійну систему  $\text{Ti}-\text{B}$  взято як типовий приклад.

Подібно шарам хімічних сполук будь-якої багатофазної системи [2, 3], шари боридів титану утворюються між  $\text{B}$  і  $\text{Ti}$  по чергово, а не одночасно. Першим утворюється шар  $\text{TiB}_2$ . Спочатку шар  $\text{TiB}_2$  росте шляхом прямої реакції між поверхневими атомами бору і титану  $2\text{B}_{\text{пов}} + \text{Ti}_{\text{пов}} = \text{TiB}_2$ . Суцільний шар  $\text{TiB}_2$ , що утворився, відділяє реагенти один від одного. Подальший ріст шару відбувається за рахунок зустрічної дифузії атомів бору і титану крізь його об'єм і двох наступних парціальних хімічних реакцій  $\text{Ti}_{\text{диф}} + 2\text{B}_{\text{пов}} = \text{TiB}_2$  і  $2\text{B}_{\text{диф}} + \text{Ti}_{\text{пов}} = \text{TiB}_2$ , що протікають на межах розділу  $\text{B}-\text{TiB}_2$  і  $\text{TiB}_2-\text{Ti}$ .

З плином часу утворюється також шар  $\text{TiB}$ . За умов реакційного (хімічного) контролю ріст шарів  $\text{TiB}_2$  і  $\text{TiB}$  зумовлюється чотирма парціальними хімічними реакціями. Шар  $\text{TiB}_2$  росте по реакції  $\text{Ti}_{\text{диф}} + 2\text{B}_{\text{пов}} = \text{TiB}_2$  на межі розділу 1 і  $\text{B}_{\text{диф}} + \text{TiB} = \text{TiB}_2$  на межі розділу 2 (рисунок). Шар  $\text{TiB}$  росте по реакціях  $\text{Ti}_{\text{диф}} + \text{TiB}_2 = 2\text{TiB}$  (межа 2) і  $\text{B}_{\text{диф}} + \text{Ti}_{\text{пов}} = \text{TiB}$  (межа 3).

За умов дифузійного контролю обидва шари ростуть на їх спільній межі розділу 2. Зрозуміло, що два шари не можуть рости за

рахунок дифузії лише атомів бору крізь їх об'єм, як це часто стверджується. Шар  $\text{TiB}_2$ , що межує з бором, росте за рахунок дифузії атомів бору, тоді як шар  $\text{TiB}$ , прилеглий до титану, росте за рахунок дифузії атомів титану.



Знов таки, будь-який боридний шар росте за рахунок стехіометрії даної хімічної сполуки. Поширене в літературі з фізики і металургії твердження про ріст шару за рахунок його області гомогенності помилкове з хімічної точки зору, не має дослідного підтвердження, і тому має бути відкинуте. Насправді вплив області гомогенності на швидкість росту шару негативний, а не позитивний, тобто чим ширша область гомогенності, тим менша швидкість росту шару даної сполуки [2, 3].

В порошкових зразках при тривалому часі реакції зазвичай спостерігається значно більша кількість боридних фаз, ніж в планарних, тим самим створюючи помилкове враження про їх одночасне утворення. Насправді ж додаткові фази утворюються в різних реакційних парах, що виникають в результаті послідовної витрати вихідних речовин  $\text{B}$  і  $\text{Ti}$ .

1. Г.В. Самсонов, И.М. Виницкий. Тугоплавкие соединения. Справочник. - 2-е изд. - М.: Металлургия, 1976.
2. V.I. Dybkov. Chemical Kinetics. - Kyiv: IPMS Publications, 2013.
3. V.I. Dybkov. Thermochemical Boriding of Iron-Chromium Alloys. - Kyiv: IPMS Publications, 2015.

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

## ДОМІНУЮЧА ДИФУЗИЯ ТИТАНУ ПРИ УТВОРЕННІ ШАРУ TiB НА МЕЖІ РОЗДІЛУ TiB<sub>2</sub>-Ti

Дибков В.І.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [vdybkov@ipms.kiev.ua](mailto:vdybkov@ipms.kiev.ua)

Шар сполуки TiB утворюється і росте між TiB<sub>2</sub> і Ti чи іншими металами [1-3] в процесі виробництва композитів з металічною зв'язкою. Теоретичні уявлення щодо механізму його утворення, особливо стосовно домінуючого дифузанта (Ti чи B), неоднозначні. Зазвичай бор вважається основним дифузантом в боридних шарах. Якби це справді було так, то шар TiB мав би мати дуплексну мікроструктуру [4], тобто він виглядав би подібно шарам двох різних боридів. Проте така його мікроструктура не спостерігалася дослідним шляхом [2, 3].

З фізико-хімічної точки зору зрозуміло, що дуплексна мікроструктура не може утворитися у випадку росту шару TiB на межі розділу TiB<sub>2</sub>-Ti за рахунок дифузії крізь його об'єм лише атомів титану (рис. 1) і їх подальшої взаємодії зі сполукою TiB<sub>2</sub>

$$Ti_{диф} + TiB_2 = 2TiB. \quad (1)$$

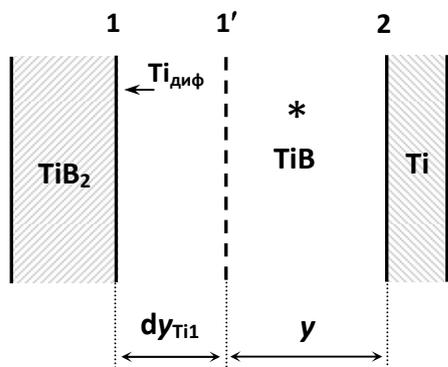


Рис. 1. Ріст шару TiB між TiB<sub>2</sub> і Ti за рахунок дифузії крізь його об'єм лише атомів титану. \* - інертна мітка.

Дуплексна мікроструктура шару TiB мала б утворюватися, однак, якби він ріс за рахунок дифузії крізь його об'єм лише атомів бору (рис. 2) і подальших парціальних хімічних реакцій

$$TiB_2 = TiB + B_{диф} \quad (2)$$

$$B_{диф} + Ti_{пов} = TiB. \quad (3)$$

Хоча при цьому дифундує лише один елемент бор, шар TiB прирощується на його обох

межах (з TiB<sub>2</sub> і Ti). Ці прирощення однакові ( $dy_{B1} = dy_{B2}$ ), оскільки однакові кількості молекул TiB утворюються на межах розділу 1 і 2 (по одній на кожній).

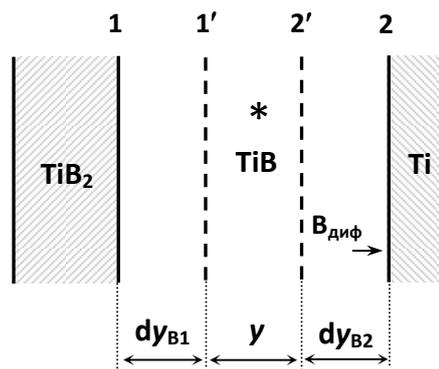


Рис. 2. Ріст шару TiB між TiB<sub>2</sub> і Ti за рахунок дифузії крізь його об'єм лише атомів бору.

Позаяк у випадку дифузії лише бору утворення шару TiB на межах розділу 1 і 2 зумовлено двома різними парціальними хімічними реакціями, він повинен був би мати дуплексну мікроструктуру, підшари якої відрізнялися б формою, розміром чи орієнтацією їх кристалів. Оскільки дуплексна мікроструктура шару TiB не була виявлена експериментально [2, 3], бор не може бути основним дифузантом у цьому шарі.

Отже, домінуючим дифундуючим елементом є титан. Внесок дифундуючих атомів бору відносно незначний, якщо не відсутній взагалі. Поширене припущення про виняткову дифузію атомів бору в боридних шарах необґрунтоване.

1. Л.В. Страшинская, А.Н. Степанчук. Контактное взаимодействие диборида титана с титаном, цирконием и ванадием в вакууме. Физ.-хим. мех. матер. // 1970. - № 6. - С. 76-79.
2. G C. Walther, Jr. Kinetics of TiB formation.- Ph. D. Dissertation, University of Florida, 1976.
3. L. Xi, I. Kaban, R. Nowak, G. Bruzda, N. Sobczak, J. Eckert. Interfacial interactions between liquid Ti-Al alloys and TiB<sub>2</sub> ceramic // J. Mater. Sci. - 2016. - V. 51, No. 4. - P. 1779-1787.
4. V.I. Dybkov. Chemical Kinetics. - Kyiv: IPMS Publications, 2013.

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОРОШКОВОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕДИ И ВКЛЮЧЕНИЙ

**Епифанцева Т.А., Скороход В.В., Штерн М.Б.**

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

Повышение эксплуатационных характеристик порошковых облицовок кумулятивных зарядов является важной задачей материаловедения. Распространенным порошковым материалом для облицовок является состав медь–свинец–графит [1]. Задача увеличения параметров пробития может быть решена путем применения порошковых облицовок гетерогенного состава, в который входят компоненты с различным характером межзатомной связи: Cu–Pb–C – сплав на основе W.

Цель работы – определить оптимальный состав порошкового материала для облицовок кумулятивного заряда основываясь на данных изучения физико-механических свойств материала прессовок.

Исследовались смеси следующего состава: состав 1: Cu–Pb–C; состав 2: Cu–Pb–C – 20% (мас.) Wспл.; состав 3: Cu–Pb–C – 40% (мас.) Wспл.; состав 4: Cu–Pb–C – 50% (мас.) Wспл.

В состав шихт входил порошок меди ПМС 1,  $d = 40$  мкм, свинца С1,  $d = 50$  мкм, графита,  $d = 100$  мкм., сплава на основе вольфрама Wспл  $d = 30$  мкм [2].

Исследование проводили на образцах размером 6,6x6,4x43,4мм, полученных двухсторонним холодным прессованием.

Исследовано влияние содержания количества компонента Wспл на физико-механические свойства холоднопрессованного гетерогенного материала (см. Таблица).

Таблица. Зависимость физико-механических свойств и электропроводности прессовок состава Cu–Pb–C–Wспл от количества Wспл в смеси.

Соста в	Плот.с меси $\gamma_{см}$	Модул. упруг. Е, ГПа	Прочн. изгиб, $\sigma$ , МПа	Уд.элек.с опрот. $\rho$ , мк Ом м
1	8,78	43	36,2	0,6503
2	10,79	10	10,5	1,1361
3	11	11	21	1,1009

Установлено, что механические свойства холоднопрессованного материала

состава 2 и 3 с содержанием включений Wспл соответственно 20% (мас.) и 40% (мас.), имеют близкие по значению показатели модуля упругости, 10 ГПа и 11 ГПа. Показано, что количество включений Wспл влияет на прочность материала прессовок. Введение 20% (мас.) Wспл в порошковую смесь снижает физико-механические свойства прессованных изделий – модуль упругости и прочность на изгиб – практически в 3 раза по сравнению с составом 1, не содержащим добавок твердого компонента. Установлена пропорциональная зависимость повышения прочности материала прессовок с увеличением содержания включений твердой фазы Wспл в смеси (состав 3 и 2). Происходит повышение прочности порошковых прессовок примерно в 2 раза (состав 3) за счет увеличения содержания включений твердой фазы. В то же время показано, что увеличение содержания включений твердой фазы Wспл в смеси в 2 раза, (состав 2 и 3) не приводит к кардинальному изменению структурных параметров материала, о чем свидетельствуют близкие по значению величины удельного электросопротивления. Дальнейшее увеличение содержания твердого компонента приводит к затруднению компактирования смесей. Так, формирование изделий из порошкового материала состава 4 не представляется возможным, изделие разрушается при выпрессовке, технологическая прочность изделий отсутствует.

Присутствие в составе порошковой облицовки максимального количества включений тяжелой фазы позволит повысить показатель эффективности пробития кумулятивной струи.

### Литература

- Сердюк Г.Г., Епифанцева Т.А., Державец Л.И. Применение порошкового материала для нефтяных и газовых скважин. // Порошковая металлургия. - 1990. – № 4. – С. 38-42.
- Верховодов П.А., Кончаковская Л.Д., Кресанова А.П., Минакова Р.В., Уварова И.В. Изучение кинетики восстановления и сплавообразования в системе W–Ni–Fe. – Порошковая металлургия, 1979. – № 4. – С. 9-13.

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

## ГАЛЬВАНОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЁНОК Fe/Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

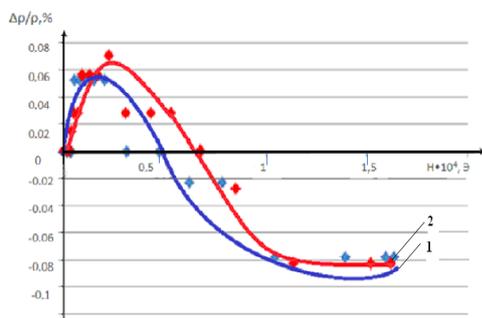
Касумов А.М., Караваяева В.М., Микитченко А.А., Румянцева Ю.Ю.

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

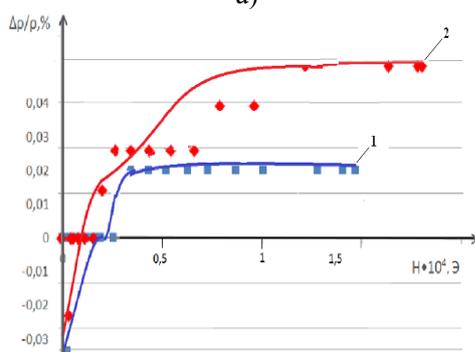
Исследована зависимость магнитосопротивления  $\Delta\rho/\rho_0$  тонкой плёнки Fe (100 нм) без и в присутствии нанесённого на неё слоя Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (130 нм) от величины напряженности сильного (до  $2 \cdot 10^4$  Э) магнитного поля. Целью исследования является обнаружение повышения намагнитченности плёнки Fe за счёт магнитного взаимодействия со слоем оксида редкоземельного металла. Такое увеличение намагнитченности может быть использовано для повышения эффективности работы устройств спинтроники, изготовленных на основе контакта слоёв Fe и Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, например, датчиков магнитного поля, функционирующих на эффекте туннельного магнитосопротивления.

На рисунке представлена зависимость  $\Delta\rho/\rho_0(H)$  плёнки Fe без (1) и в присутствии (2) нанесённого на неё слоя Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в перпендикулярном (а) и параллельном (б) направлениях вектора  $\vec{H}$  к плоскости стекляннной подложки. В обоих случаях 1) и 2) вектор  $\vec{H}$  был перпендикулярен к направлению тока, текущего через плёнку Fe.

Как видно из рисунка, после нанесения на Fe слоя Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> величина магнитосопротивления заметно возрастает. Поскольку проводимость Fe ( $10^5 \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$ ) значительно выше, чем у Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $10^{-4} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$ ), то влияние последней на увеличение магнитосопротивления плёнки Fe пренебрежительно мало. Однако, известно, что между  $\Delta\rho/\rho_0$  и намагнитченностью  $I$  магнитного материала существует связь [1]:  $\Delta\rho/\rho_0 = \alpha I^2$ , где  $\alpha$  - коэффициент пропорциональности. То есть рост магнитосопротивления плёнки Fe при контакте со слоем Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> свидетельствует об увеличении её намагнитченности. Последнее может быть обусловлено магнитным взаимодействием на границе контакта Fe и Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> между атомами Fe и Dy, вызывающим упорядочение магнитной структуры плёнки железа. В области высокой напряженности магнитного поля ( $2 \cdot 10^4$  Э) магнитосопротивление и намагнитченность переходят к насыщению при сохранении вышеуказанного влияния слоя Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на контактирующий с ним слой Fe.



а)



б)

1. Вонсовский С. В., Магнетизм, М., Наука, 1971, 1032 стр.

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

## СТОЙКОСТЬ К МЕТАЛЛИЧЕСКИМ РАСПЛАВАМ КОМПЛЕКСНОМОДИФИЦИРОВАННОЙ ЛИТЕЙНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ДЕТАЛЕЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Лашнева В.В., Максютя И.И.<sup>(1)</sup>, Квасницкая Ю.Г.<sup>(1)</sup>, Михнян Е.В.<sup>(1)</sup>,  
Нейма А.В.<sup>(1)</sup>, Ефимова В.Г.<sup>(2)</sup>

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

<sup>(1)</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины  
бульв. Вернадского, 34/1, Киев, 03142, Украина, e-mail: [mixnyan@ukr.net](mailto:mixnyan@ukr.net)

<sup>(2)</sup>Национальный технический университет Украины «КПИ» МОНМСУ,  
пр. Победы, 37, Киев, 03056, Украина, e-mail: [mixnyan@ukr.net](mailto:mixnyan@ukr.net)

В ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ и ФТИМС НАНУ в течение многих лет проводятся исследования, связанные с разработкой составов биоинертных сплавов, стойких к коррозионноактивной среде живых организмов, а также керамических материалов, в том числе на основе корунда, и новых литейных технологий, позволяющих получать отливки высокой массово-размерной точности. Известно, что длительное воздействие высоких температур и гидростатического давления расплавленного металла на огнеупорную керамику любого типа, в том числе на основе корунда, может приводить как к отклонениям толщины стенок отливок от номинального размера, так и к разрушению тиглей и форм.

В связи с этим, при получении сложно-профильных отливок из многокомпонентных сплавов для материалов медицинского назначения, необходимо учитывать особенности температурно-напряженного характера применяемой литейной оснастки в диапазоне температур 1400–1650 °С при заливке и кристаллизации расплава в многослойных формах.

В данной работе анализируются результаты проведенных авторами исследований по устойчивости к химической коррозии огнеупоров, применяемых в качестве оболочек литейных форм, изготовленных из комплексно-модифицированной керамики (КМК) на основе корунда, при их контакте с расплавами высокохромистых сплавов на основе кобальта и никеля.

Авторы исследовали прочность и огнеупорные характеристики керамики на основе  $Al_2O_3$  при различных температурах. Для улучшения эксплуатационных свойств этой керамики предложены модификаторы: Al(АСД-4), Si (Кр-1) и В (аморфный). Образцы керамики

изготавливали методом горячего шликерного литья с применением в качестве пластификаторов парафина, полиэтилена и олеиновой кислоты. Количество пластификатора составляло 14–17%.

При определении температурного порога устойчивости керамической формовочной массы из разработанного авторами состава на основе корундовой КМК керамики к расплаву на основе кобальтовых и никелевых сплавов, исследовали образцы огнеупорной керамики диаметром и высотой 40 мм. Температура обжига составляла 1650 °С и ее, с целью определения верхнего порога, повышали до 1720 °С. Предложенная методика позволяет определять эрозионно-коррозионную устойчивость огнеупорных материалов в расплаве, в частности, при интенсивном перемешивании металла под воздействием индукционных токов, что делает условия опыта более жесткими: испытываемая таблетка огнеупорного материала подвержена не только физико-химическому воздействию расплава, но также и размывающему (эрозионному) воздействию потоков металла. Критерием устойчивости огнеупора служило количество термосмен до растворения таблетки из огнеупорной керамики. Эта характеристика определяет время (в секундах), полного разрушения таблетки из огнеупора в металлическом расплаве за счет появления сквозных трещин. Исследования показали, что разработанный авторами состав КМК на основе корунда имеет повышенную стойкость к разрушению в сравнении со стандартной формовочной смесью ( $Al_2O_3$  – 90%, молотый глинозем – 10%) в обоих типах расплавов -168 с и 154 с соответственно при открытой пористости 12–16%.

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

## ТВЁРДЫЕ СМАЗОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РАБОТЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

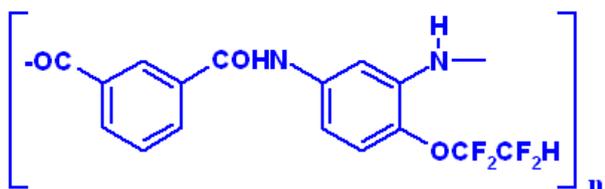
Паустовский А.В., Рудь Б.М., Шелудько В.Е., Тельников Е.Я., Шелудько Е.В.<sup>(1)</sup>, Богомолов Ю.И.<sup>(1)</sup>

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 биоорганической химии и нефтехимии НАН Украины  
Харьковское шоссе, 50, Киев, 02160, Украина, e-mail: [fluortribo@rambler.ru](mailto:fluortribo@rambler.ru)

Актуальной проблемой современной промышленности является борьба с изнашиванием машин и механизмов. Однако, некоторые условия эксплуатации исключают возможность использования в трибосопряжениях газоподобных, жидких и пластичных смазочных материалов. К таким условиям относятся низкие температуры (ниже температуры застывания смазки), высокий нагрев (600 К и выше), глубокий вакуум, ионизирующее излучение, недоступность поверхности трения для периодического подвода смазки и др. Поэтому в последнее время широко используются твердые смазочные покрытия (ТСП) – композиты на основе термостойких полимерных материалов и твердых порошкообразных высокодисперсных наполнителей.

В настоящем сообщении представлены результаты исследования некоторых трибологических характеристик композиций сухого трения, полученных на основе фторсодержащего ароматического полиамида и антифрикционных наполнителей. Ниже приведена структурная формула полимера:



Путём взаимодействия такого линейного полимера с эпоксидным олигомером (ЭН-6, ЭД-20) была получена сшитая матрица, термостойкость которой составила ~320 °С. Термостойкость линейного полимера – ~240 °С.

Система "полиамид-эпоксидный олигомер" была использована в качестве связующей матрицы при создании ТСП. Кроме связующего, в состав композиции входили

следующие антифрикционные наполнители: полиэтилен низкого давления (ПЭНД), гексагональный BN, квазикристаллы  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{13}$ , углеродные нановолокна УВ-1, терморасширенный графит (ТРГ), фторопласт.

Образцы композиций на основе ПЭНД в качестве наполнителя также облучались потоком ионов дейтерия  $D_2^+$  с энергией 100 кэВ до флюенса  $\Phi = 2 \cdot 10^{16}$  и/см<sup>2</sup>.

Коэффициент трения  $\mu$  измеряли на трибометре ТРИБОТЕСТ по схеме "кольцо-кольцо" при нагрузке 20 МПа и линейной скорости – 0,8 м/с. Значение  $\mu$  для исходного полимерного образца без наполнителя составляло 0,114. В таблице приведены коэффициенты сухого трения исследованных ТСП.

Таблица – Коэффициенты трения для исследованных ТСП

Наполнитель	Коэффициент трения, $\mu$
$BN_r$	0,10
$BN_r + ПЭНД$	0,06 – 0,07
$Al_{65}Cu_{23}Fe_{13}$	0,1
$Al_{65}Cu_{23}Fe_{13} + ПЭНД$	0,07
УВ-1 + ПЭНД	0,06
ТРГ + фторопласт	0,045

Нагрузка, МПа	Коэффициент трения ТСП на основе ПЭНД после облучения, $\mu$
10	0,043
15	0,027
20	0,020

Разработанные ТСП прошли экспериментальную проверку в системе механизации крыла самолёта АН-70 и в пневмоцилиндрах технических роботов.

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

## ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ $\text{SnO}_2$ и $\text{Sn}_{0,97}\text{Sb}_{0,03}\text{O}_2$

Гончар А.Г., Шелудько В.Е., Креницкий В.В.<sup>(1)</sup>, Симан Н.И., Фиялка Л.И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [filmdep7@ipms.kiev.ua](mailto:filmdep7@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Технический центр НАН Украины

ул. Покровская, 13, Киев, 04070, Украина, e-mail: [krem@tc.nasu.kiev.ua](mailto:krem@tc.nasu.kiev.ua)

Для контроля технологических сред и безопасности производства, необходимы датчики различных величин, в том числе датчики состава газов. Чувствительные элементы датчиков не загерметизированы и находятся постоянно в контакте с высоко агрессивными веществами, зачастую в экстремальных условиях окружающей среды. Материал, из которого изготавливается чувствительный элемент, должен обладать помимо необходимых электрофизических характеристик, химической стойкостью при повышенных температурах в условиях изготовления и эксплуатации. Следует отметить, что пока еще не существует материала, который по своим показателям мог бы конкурировать с диоксидом олова, обладающим высокой химической устойчивостью при повышенных температурах.

Одной из важнейших характеристик сенсора является температурная зависимость электросопротивления. Целью настоящей работы было исследование этих зависимостей для пленок на основе порошков  $\text{SnO}_2$  и  $\text{Sn}_{0,97}\text{Sb}_{0,03}\text{O}_2$ .

Изготовление образцов пленок осуществлялось трафаретной печатью. В качестве функциональной фазы использовались нанодispersный порошок  $\text{Sn}_{0,97}\text{Sb}_{0,03}\text{O}_2$ , микродispersный порошок  $\text{SnO}_2$ , а также порошки смешанного состава. Температура термообработки варьировалась в диапазоне 600–850 °С. Для изготовления контактных площадок применялась Ag/Pd и  $\text{Ni}_3\text{V}$  пасты.

Исследование температурных зависимостей электросопротивления толсто пленочных образцов проводилось в атмосферах воздуха, аргона и в вакууме. Полученные результаты свидетельствуют, что помимо известных факторов, влияющих на вид температурной зависимости сопротивления, таких как: состав и дисперсность исходных порошков, температура термообработки и

состав окружающей среды также важную роль играет материал контактных площадок.

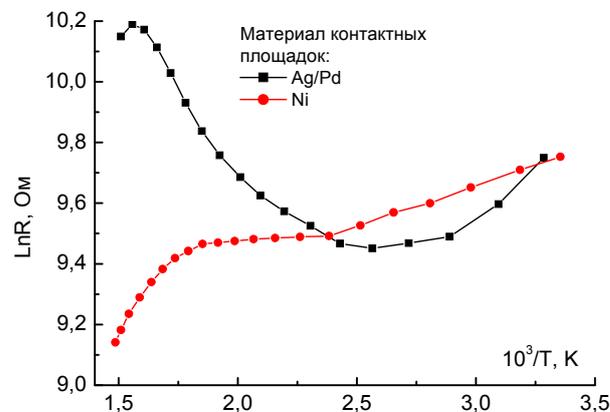
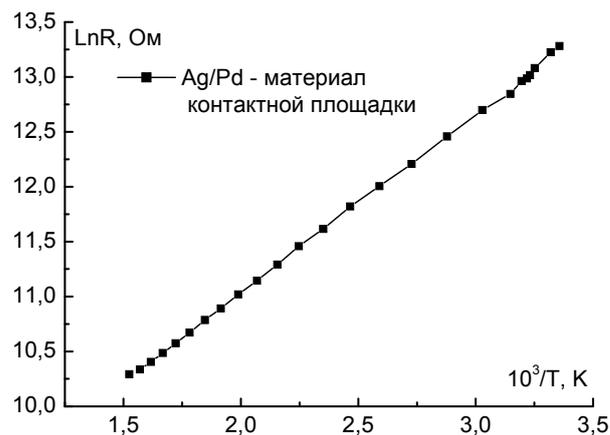


Рис. Зависимость электросопротивления пленок от температуры. Температура термообработки 700 °С. Содержание  $\text{Sn}_{0,97}\text{Sb}_{0,03}\text{O}_2$  в составе пленочной композиции смешанного состава: 7 а) и 10% (мас.) б).

Объяснение полученных результатов связывается с влиянием на электросопротивление адсорбированных на поверхности пленки гидроксильных групп и кислорода, а также различием механизмов адсорбции молекул воды на серебряных и никелевых поверхностях.

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

## ВУГЛЕЦЕВІ НАНОСТРУКТУРНІ ОКСИДНАПОВНЕНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД НАДЖОРСТКОГО РЕНТГЕНІВСЬКОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

**Сергєєв В.П., Кононко І.В., Щербицька О.В., Кліпов В.Д.**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [uvarova@imps.kiev.ua](mailto:uvarova@imps.kiev.ua)

У зв'язку з масштабним використанням в аерокосмічній техніці і ядерній енергетиці керуючих електронних систем стеження усе актуальнішим стає забезпечення їхнього захисту від впливу рентгенівського випромінювання при техногенних катастрофах і екстремальній експлуатації [1]. Це завдання може бути вирішено шляхом створення високо-температурних захисних екранів.

Головними характеристиками даного екрана є:

- поглинання енергії основного потоку випромінювання;
- поглинання теплового потоку за рахунок високої енергоємності й теплостійкості екрана;
- збереження конструкційної міцності й малої (сталю) ваги при термічних навантаженнях;
- технологічність виготовлення, збереження експлуатаційних характеристик при тривалому зберіганні.

Раніше були створені аналогічні стосовно функціональних завдань матеріали ВП-72, «КВАНТ», КТ-19 на основі каучуків, полікапрамідних і скляних волокон, наповнених сполуками важких металів. Зазначені матеріали відрізняються низькою термостійкістю матриць і забезпечують захист від рентгенівського випромінювання з рівнем інтегрального потоку до  $50 \text{ кал/см}^2$  [2]. Закордонні аналоги, створені в США, на базі матеріалу ВОМАХ забезпечують захист із рівнем інтегрального потоку  $100\text{-}180 \text{ кал/см}^2$ . З урахуванням збільшення щільності і тривалості потоків випромінювання при техногенних катастрофах і космічних перельотах в наш час виникла настійна потреба в створенні нових матеріалів стійких до рівня інтегрального потоку випромінювання не менше ніж  $300 \text{ кал/см}^2$ .

Поставлене завдання щодо створення захисних від наджорсткого рентгенівського випромінювання екранів було виконано шляхом застосування термообробленого вуглецевого волокнистого наноструктурного матеріалу (ВВНМ) на основі гідратцелюлози додатково наповненого оксидами важких і рідкоземельних металів. Вихідний матричний

вуглецевий наноструктурний матеріал текстильної структури має добре розвинуту макро-, мезо- й мікропористість і представляє консолідований нанокомпозит, що складається з різних типів вуглецевих нановолокон і гранулярних наночасток у вигляді графітових нанопакетов і  $\text{SiO}_2$ . Мікроелементи представлені кремнієм, сіркою, натрієм, калієм, марганцем, залізом. Наповнення рідкоземельними оксидами металів ВВНМ із різною пористістю відбувалося методом мокрого просочення розчинами оксидів з наступною сушкою вуглецевого матеріалу. Розроблений захисний екран являє собою композиційний матеріал і складається з турбостратного вуглецю та введених функціональних домішок. Оцінювання прошарку половинного послаблення випромінювання для зразків ВВНМ здійснювалося з енергією гама квантів  $1,3 \text{ МэВ}$ .

У результаті досліджень встановлено можливість одержання захисних високо температурних екранів на основі низькомодульних ВВНМ вміщуючих до 25% оксидів важких і рідкоземельних металів. Поріг початку руйнування ВВНМ фіксували при інтегральному потоці рентгенівського випромінювання не менш  $300 \text{ кал/см}^2$ . При цьому маса шару половинного послаблення гамма-випромінювання була менше маси шару половинного послаблення щодо сталі в 11 разів і бетону в 9 разів.

### Література

1. Защита от ионизирующих излучений. Т.1. / [Н.Г.Гусев, В.А.Климанов, В.П. Машкович, А.П.Суворов]. - М.: Энергоатомиздат, 1989.
2. Пат. 2066491. Российская федерация, МПК G21F, Материал для защиты от рентгеновского и гамма-излучения / Буканова Н.Н., Ирдынчев Л.А., Лушникова Г.Т., Милентьев А.Б., Смоляков А.В., Сысоев В.Н., Талачев А.С., Фрид Е.С.; заявитель и патентообладатель: Акционерное общество Научно-исследовательский институт стали - Дата публикации: 10.09.96 заявл. 25.02.94; опубл. Патента 10.09.1996.

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

## ВЛИЯНИЕ ПРОДУКТА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КАРБИДА ХРОМА С ОКСИДОМ ВОЛЬФРАМА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВЛЕННЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ И НАПЛАВОК

Давидчук Н.К., Гадзыра Н.Ф.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [dep14@ipms.kiev.ua](mailto:dep14@ipms.kiev.ua)

Целью настоящей работы является исследование влияния порошковой лигатуры на формирование микроструктуры металломатричного композита и наплавки, которая обеспечивает высокое сопротивление износу в процессе трения.

Для формирования порошковой лигатуры использовали синтезированный высокодисперсный карбид хрома ( $Cr_7C_3$ ) и оксид вольфрама (ТУ -6-09-01-332-76) ( $WO_3$ ). Выбор массового соотношения компонентов смеси осуществляли, добавая к порошку карбида хрома от 20 до 80% порошка оксида вольфрама. Готовили 7 порошковых смесей по 200 граммов каждой. Анализ рентгенографических исследований показал, что при температуре 1550 °С происходит полное восстановление оксида вольфрама и формирование порошковых продуктов, которые содержат в разных соотношениях: сложные карбиды хрома и вольфрама, вторичный карбид хрома, оксид хрома и металлический вольфрам.

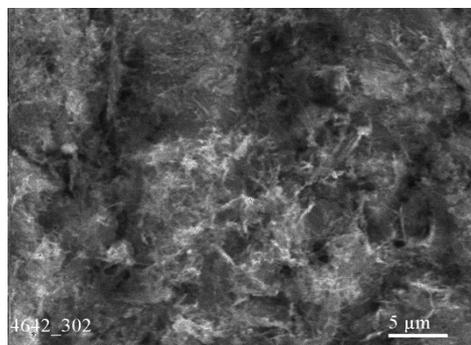
К железному порошку марки ПЖР (100-150 мкм) добавляли 3% синтезированной лигатуры. Процесс формирования слитка проводили в индукционной печи в среде аргона при температуре 1650 °С. Затвердевание и полное охлаждение образца происходило в индукционной печи без пролива в форму. Образцом для исследования был выбран композит, образованный при взаимодействии 60% $Cr_7C_3$  с 40% $WO_3$ . Микроструктура сплавленного образца характеризуется высокой однородностью и дисперсностью зерен (рис. 1). Карбиды имеют форму разветвленной сети пластинчатых и волокнистых образований с размерами намного меньше одного микрона. Такая особенность морфологии карбидных включений не оказывает существенного влияния на параметр твердости (табл. 1), но значительно повышает износостойкость созданных металлокомпозитов.

Исследование абразивной стойкости проводили в условиях сухого трения алмазным кругом АСВ при скорости скольжения 1м/с и

нагрузке 2 кг. Схема контакта: вал (абразив) – плоскость (образец). Путь трения – 1000 м.

Как показали исследования, сопротивление износу (табл. 1) в большей мере зависит от микроструктуры и фазового состава.

Синтезированную порошковую лигатуру также использовали в качестве наполнителя порошковой проволоки для наплавки. Структура наплавленного металла подобна структуре сплавленного металломатричного композита и также характеризуется наличием пластинчатых, стержневых и волокнистых карбидных образований. Однако их размеры превышают размеры карбидных образований в металломатричном сплавленном композите. Вероятно, дисперсность структуры в большей мере способствует высокой стойкости к абразивному износу.



**Рис. 1. Фрагмент микроструктуры металломатричного композита с 3% продукта взаимодействия в системе 60  $Cr_7C_3$ -40  $WO_3$**

**Таблица 1. Характеристики твердости и абразивной стойкости**

Образец	Твердость HRC,	Темп износа мкм/км	Весовой износ мг/км
97Fe-3лиг	32-33	127,1	21,0
Наплавка 70%Fe +30% лиг	31-32	126,6	32,8
Чугун марки ЧХЗТ	48-49	284,3	58,8

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

## ВПЛИВ ХОЛОДНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ЕВОЛЮЦІЮ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu

Карпець М.В., Мисливченко О.М., Балицька І.Е., Горбань В.Ф., Крапівка М.О.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України,  
вул. Крижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [olexandr@materials.kiev.ua](mailto:olexandr@materials.kiev.ua)

Більшість сплавів, що на даний час використовуються в промисловості розроблені на основі одного головного елементу-металу такого як Fe, Al, Cu, Ti і т.д. У 2007 р. Yeh [1] було запропоновано новий клас сплавів, які отримали назву - високоентропійні (ВЕС). Ці матеріали так названі внаслідок високої, в порівнянні з традиційними сплавами, ентропії змішування. За визначенням ВЕС повинен мати щонайменше 5 елементів з концентрацією кожного в діапазоні від 5 до 35% атом. Останні дослідження даних сплавів показують, що вони володіють комплексом різноманітних властивостей і рядом перспективних застосувань. Метою даної роботи є встановлення впливу холодної прокатки на фазовий склад та механічні властивості даного ВЕСу в литому стані.

Сплав CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu отриманий методом аргонно-дугової плавки. Деформування відбувалося на прокатному стані ДУО-500 за кімнатної температури. Кристалічна структура досліджувалася на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-УМ1 в Cu K $\alpha$ -випромінюванні. Мікроіндентування проводилося на установці неперервного вдавлювання «Мікрон-гамма».

Фазовий склад вказаного сплаву в литому стані представляє собою два тверді розчини на основі фази з ГЦК-структурою, які відрізняються один від одного лише періодом ґратки табл. 1. В процесі прокатки матеріалу фазовий склад якісно залишається незмінним, змінюється лише співвідношення фаз та періоди кристалічних ґраток. Значення періодів ґраток фаз не мають функціональної залежності від ступеня деформації.

Мікроіндентуванням встановлено, що показники фізико-механічних властивостей перпендикулярної та паралельної, відносно прокатки, торцевих поверхонь не відрізняються. Мікротвердість та приведений модуль пружності сплаву CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu наведено в табл. 2. Як видно з даної таблиці, деформація на 50% майже в двічі підвищила

мікротвердість сплаву. Подальше деформування матеріалу до 98% супроводжувалося ростом мікротвердості до рівня 6,1 ГПа. Модуль пружності під час деформування суттєвих змін не зазнає. Відношення твердості до модуля (H/E) для сплаву деформованого на 90 та 98% складає 0,044, що характерно для чистих металів і низьколегованих сплавів в нанокристалічному стані.

Досліджений сплав, що має високі показники деформованості може бути використаний при створенні композиційних високотемпературних матеріалів в ракето- і літакобудуванні.

**Табл. 1. Результати рентгеноструктурного аналізу сплаву CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu в залежності від ступеня деформації**

Стан разка	ГЦК <sub>1</sub>		ГЦК <sub>2</sub>	
	% мас.	a, нм	% мас.	a, нм
литий	36,5	0,3633	63,5	0,3597
50 %	12,6	0,3635	87,4	0,3589
70 %	12,4	0,3641	87,6	0,3598
80 %	11,6	0,3635	88,4	0,3586
90 %	11,4	0,3634	88,6	0,3595
98 %	10,0	0,3633	90,0	0,3596

**Табл. 2. Механічні властивості сплаву CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu в залежності від ступеня деформації**

Стан зразка	H, ГПа	E, ГПа	H/E
Литий	2,6±0,10	122±3	0,021
50 %	4,5±0,11	135±5	0,033
70 %	4,6±0,11	138±5	0,033
80 %	5,5±0,11	138±5	0,040
90 %	6,0±0,12	137±5	0,044
98 %	6,1±0,12	138±5	0,044

### Література

1. High-entropy alloys – a new era of exploitation / J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin, S. J. Chen // Materials Science Forum. – 2007.

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

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И СТЕКЛА

**Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А.,  
Максимова Г.А., Молчановская Г.М.**

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 стекла в составе металлокомпозиционных материалов обеспечивает получение высоких эксплуатационных характеристик новых материалов, в том числе специального назначения, имеет неограниченный сырьевой ресурс, определяется высокой теоретической прочностью и химической инертностью стекла.

Техническая прочность, присущая реальным изделиям из стекла, изменяется от 20 до 100 МПа, что составляет менее 1% от теоретических значений прочности стекла. Введение дополнительных легирующих элементов в сплавы металлов со стеклом позволяет значительно увеличить прочность металлокомпозиата.

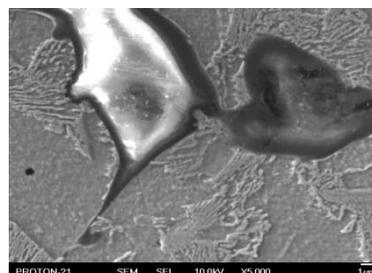
В настоящее время нет полного представления о физико-химических и структурных процессах, протекающих в зоне соединения металлов со стеклом. Наибольшее распространение получила теория оксидного взаимодействия стекла с металлами, основанная на процессах замещения ионов металлов ионами кремния.

Металлостеклянный композит получали на основе смеси порошкового железа,  $V_4C$ , Cu, VN и 5% тарного стекла. Смесь прессовали под давлением 700 МПа, спекали при 1100 °С, и затем проводили горячую штамповку при 1050 °С.

В работе представлены результаты микроструктурных исследований поверхности композита, которые проводились на растровом электронном микроскопе, оснащенный оксфордской рентгеновской приставкой. Исследования показали, что взаимодействие стекла с Fe, осуществляется через оксидные слои. Между стеклом и оксидом металла легко образуется переходная структура, в которой происходит замещение ионов металла ионами кремния, что согласуется с существующей теорией оксидного взаимодействия стекла и металла. Эта переходная зона формируется по всему объему контакта металл-стекло и за счет отдельных высокотекучих областей стекла может попадать в центр новообразованной более

крупной области стекла. При повышении температуры насыщение областей стекла ионами железа увеличивается, растет концентрация кремния в металлической матрице, прилегающей к областям стекла. В основе этих процессов лежит активизация химической и физической адсорбции, а также массопереноса под воздействием диффузионных процессов в зоне контакта при повышенных температурах.

Прямое наблюдение атомарного распределения железа, кремния и меди на поверхности получено с помощью рентгеновского анализатора в характеристическом рентгеновском спектре изучаемых элементов. Установлено наличие переходного слоя между кристаллической матрицей и аморфным стеклом (рис. 1).



**Рис. 1. Микроструктура металлостеклянного композита**

Медь декорирует границы раздела металл-силикаты. Такое расположение меди в структуре композита эффективно снижает температуру трущихся деталей, изготовленных из этого композита, за счет высокой теплопроводности меди.

Микротвердость стеклянных включений в полученном композите значительно превышает значения микротвердости для тарного стекла и составляет 3,7–5,1 ГПа.

Таким образом, использованная технология изготовления данного металлокомпозиата позволяет увеличить концентрацию железа в силикатных областях и создать благоприятные условия для образования кристаллов в переходной зоне - ситаллов, имеющих высокие прочностные характеристики.

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

## ФОРМУВАННЯ ЕЛЕКТРОФОРЕТИЧНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ПОРОШКУ $\text{BaTiO}_3$

**Жигоцький О.Г., Загорний М.М., Підсосонний В.І., Іванчук А.А.,  
Умерова С.А., Рагуля А.В.**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, [chekhovs@ipms.kiev.ua](mailto:chekhovs@ipms.kiev.ua), [mnz110@mail.ru](mailto:mnz110@mail.ru)

Досліджено вплив умов формування суспензій на основі порошку  $\text{BaTiO}_3$  з розміром частинок 420–450 нм і питомою поверхнею  $7,5 \text{ м}^2/\text{г}$  у дисперсійному полярному середовищі, напруженості електричного поля на масу, товщину, щільність і шорсткість електрофоретичних покриттів. Осадження сегнетоелектричного порошку проводилось при напруженості електричного поля 5–100 В/см з 2%-них суспензій в суміші ацетилацетон-етанол (1 : 1), отриманих обробкою у кульовому млині протягом 24–72 год.

Встановлено, що із збільшенням напруженості електричного поля маса покриттів зростає, при чому більш інтенсивно для покриттів отриманих з суспензій протягом 72 год. Одночасно спостерігається збільшення їх товщини. Слід відзначити, що при напруженості електричного поля більше 20 В/см ріст товщини випереджає зростання маси, а щільність покриттів досягає мінімального значення. Так покриття, отримані при напруженості електричного поля від 20 В/см до 100 В/см із суспензії електропровідність якої  $1,9 \cdot 10^{-6} \text{ См/см}$ , дзета-потенціалом частинок 42 мВ, в'язкістю 2,0 мПа·с, отриманої після 24 год. диспергування характеризуються щільністю 4,3 і 1,3  $\text{г/см}^3$  відповідно. Для покриттів із суспензії після обробки 72 год. цей показник досягає 4,9  $\text{г/см}^3$  або 80% від теоретичного значення. Отже, із збільшенням тривалості диспергування частинок  $\text{BaTiO}_3$  в полярному розчині підвищується ефективність дії електричного поля на процес формування щільних електрофоретичних покриттів  $\text{BaTiO}_3$ .

Адекватно зміні маси і товщини електрофоретичних покриттів  $\text{BaTiO}_3$  відбувається зростання їх  $R_a$  і  $R_z$  (середня і максимальна висота профілю поверхні зразка

відповідно). При чому це сильніше виражено для покриттів одержаних із суспензій після 24 год. диспергування. Так, при диспергуванні суспензій порошку  $\text{BaTiO}_3$  протягом 24 і 72 год. і напруженостях електричного поля 5 і 100 В/см електрофоретичні покриття мають  $R_a$  і  $R_z$  відповідно 250, 580, 1610 і 2150; 140, 220, 280, 500 нм. Разом з тим співвідношення  $R_z/R_a$ , що може характеризувати однорідність і рівномірність поверхні досягає мінімального значення саме при формуванні покриттів при напруженості електричного поля 20 В/см. Ці результати свідчать про безпосередній зв'язок поверхневої структури електрофоретичних покриттів  $\text{BaTiO}_3$  з колоїдно-хімічним станом відповідних суспензій, який змінюється під дією електричного поля на послідовних стадіях формування покриттів.

Таким чином, встановлено агрегуючу, орієнтуючу і консолідууючу дію електричного поля в процесі формування сегнетоелектричних покриттів як на стадії доелектродного руху частинок  $\text{BaTiO}_3$  в суспензії, так і безпосередньої їх взаємодії з електродом і ендосмотичного капілярного ущільнення при перетворенні осаду частинок в покриття. При чому ці ефекти суттєво залежать від складу і умов приготування суспензії порошку сегнетоелектрика.

Визначені умови приготування суспензій  $\text{BaTiO}_3$  і їх електрофоретичного осадження при формуванні щільних сегнетоелектричних покриттів товщиною менше 10 мкм і низьким рівнем шорсткості  $R_z/R_a$  1,2–1,3, які є придатними для подальшого спікання і формування робочих шарів елементів в пристроях радіотехнічного і електротехнічного призначення.

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БАРЬЕРНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОПЛЕНOK НА МЕТАЛЛАХ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ НЕКОНТРОЛИРОВАННОГО РАСТЕКЕНИЯ ПРИПОЕВ ПРИ ПАЙКЕ

Найдич Ю.В., Габ И.И., Стецюк Т.В., Костюк Б.Д., Мартынюк С.И.  
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [gab@ipms.kiev.ua](mailto:gab@ipms.kiev.ua)

В технике широко используется металлизация поверхностей различных материалов для хорошего смачивания их расплавленными металлами при пайке. Однако, иногда приходится решать и противоположную задачу, т.е. предотвращать смачивание поверхностей твердых неорганических материалов, в основном металлов, расплавленными припоями для получения, в частности, прецизионных паяных швов. В таких случаях возникает необходимость использовать экранирующие или барьерные покрытия (в основном на металлах), которые плохо смачиваются металлическими припоями и таким образом предотвращают неконтролируемое растекание припоев, ограничивая необходимые размеры паяных швов.

В данной работе исследована возможность использования углеродных и алюмооксидных нанопленочных покрытий толщиной  $50 \div 500$  нм на меди, коваре и ниобии в качестве барьерных, которые ограничивали бы растекание по ним как легкоплавких припойных материалов олова и свинца, так и среднеплавких серебра и германия и еще более тугоплавких меди и никеля. При этом были определены минимальные толщины исследованных пленок,

которые могут ограничивать растекание упомянутых припоев по поверхностям металлов, покрытых данными пленками.

Установлена зависимость порога смачивания легкоплавкими металлами оловом и свинцом экранирующих (барьерных) углеродных и оксидноалюминиевых пленок, нанесенных на медь, от их толщины при нагревании в интервале температур  $250 \div 600$  °С.

Исследовано изменение структуры углеродных и алюмооксидных барьерных пленок разной толщины на меди и алюмооксидных пленок на коваре и ниобии в диапазоне температур  $900 \div 1450$  °С.

Установлена пригодность применения углеродных нанопленок на меди и алюмооксидных пленок на коваре и ниобии в качестве барьерных для предотвращения растекания расплавленных германия, серебра и припоя Пср-72. В то же время определена непригодность использования алюмооксидных нанопленок на коваре для предотвращения растекания расплавленной меди, а также алюмооксидных пленок даже толщиной 500 нм на ниобии для предотвращения растекания расплавленного никеля.

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

## БУДОВА СПЛАВІВ Zr–ZrNi

Семенова О.Л., Петюх В.М., Фомічов О.С.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського 3, Київ, 03142, Україна, [olenasemenova45@gmail.com](mailto:olenasemenova45@gmail.com)

Властивості сплавів системи Zr–Ni та багатокомпонентних систем, що базуються на сплавах Zr–Ni, насамперед, такі, як схильність до поглинання водню та до переходу у склоподібний стан досліджуються протягом більш ніж 60 років [1, 2]. Для створення матеріалів на основі таких систем — вибору оптимальних складів, виготовлення зразків, їх термообробка — необхідні певні відомості про фазові рівноваги, передусім, в подвійній системі Zr–Ni.

У зв'язку з невідповідністю варіанту будови сплавів Ni–Zr в області 0-50 % (ат.) Ni, поданого в [3], що став основою наступних есесментів [4, 5], тим рівновагам, що були встановлені нами в потрійній системі Co–Ni–Zr, діаграма стану Zr–ZrNi потребувала уточнення.

Нами були виготовлені дуговою плавкою та досліджені методами металографічного, рентгенографічного та термічного аналізів сплави 6 складів з 25–50% (ат.) Ni. Вихідними матеріалами слугували йодидний цирконій та нікель марки Н-1.

В результаті дослідження побудована діаграма стану системи Ni–Zr в цій області, наступні елементи якої співпадають із загальноприйнятими [4, 5]. Дві проміжні фази Zr<sub>2</sub>Ni та ZrNi з кристалічними структурами тетрагональною, типу CuAl<sub>2</sub> з періодами ґратки  $a = 0.6474(2)$ ,  $c = 0.5258(2)$  та орторомбічною типу CrB з періодами ґратки  $a = 0.3264(3)$ ,  $b = 0.987(1)$ ,  $c = 0.4098(4)$ , відповідно, кристалізуються з розплаву. Між собою вони утворюють евтектику. Ця температура, що в нашому експерименті дорівнює  $990 \pm 10^\circ\text{C}$ , як і температура плавлення сполук Zr<sub>2</sub>Ni та ZrNi,  $1024 \pm 10$  та  $1230 \pm 12^\circ\text{C}$ , відповідно, є відмінними від прийнятих в есесментах [4, 5]. Вони є суттєво нижчими. Для уточнення

температури плавлення фази на основі еквіатомної сполуки було проведено дослідження методом ДТА при швидкості нагріву та охолодження  $5^\circ/\text{хв}$ . із залученням золота в якості еталона. Була підтверджена загальноприйнята температура плавлення золота як первинного реперу по міжнародній практичній температурній шкалі,  $1064^\circ\text{C}$ , що засвідчує достовірність значення для ZrNi, що був зразком в тому ж експерименті. Визначена нами нижчою на  $100^\circ$  температура плавлення Zr<sub>2</sub>Ni корелює зі зміною температури у відповідній області потрійної системи Co–Ni–Zr. Обидві фази характеризуються схильністю до переохолодження, перша на  $\sim 50^\circ\text{C}$ , а друга більш суттєвого, на  $\sim 100^\circ\text{C}$ .

### Посилання

1. Libowitz, G.G. The System Zirconium-Nickel and Hydrogen / G.G. Libowitz, H.F. Hayes, T.R.P. Gitb // J. Phys. Chem. – 1958. – **82**. – P. 76-79.
2. Nagase T., Nakamura M. and Umakoshi Yu. Superplastic deformation and thermal crystallization behavior of supercooled liquid in Zr–Ni based metallic glass // Mat. Sci. Forum. – 2006. – **512**. – P. 37-40.
3. Kirkpatrick M.E. Phase Relationships in Nickel-Zirconium and Nickel-Hafnium Alloy Systems / M.E. Kirkpatrick, W.L. Larsen // Trans. ASM. – 1961. – **54**. – P. 580-590.
4. Nash P. Ni–Zr (Nickel–Zirconium) / P. Nash, C.S. Jayanth // Phase Diagrams of Binary Nickel Alloys. – 1991. – P. 390-394.
5. H. Okamoto, Ni–Zr (Nickel-Zirconium) // J. Phase Equi. and Diff. – 2007. – **28**. – P. 409.

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

## СОСТАВ ОКАЛИНЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{AlCrMn}_{0,5}\text{FeCoNi}$ ПРИ 900 °С

Горбань В.Ф., Карпец М.В., Крапивка Н.А., Рокицкая Е.А., Макаренко Е.С., Самелюк А.В., Якубив Н.И.<sup>(1)</sup>, Гумен М.В.<sup>(1)</sup>

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины «КПИ», просп. Победы, 37, Киев

Окисление литого сплава  $\text{AlCrMn}_{0,5}\text{FeCoNi}$  проведено в камерной печи сопротивления с периодическим взвешиванием образцов через 5, 10, 25, и 50 ч при температуре 900 °С. Рентгенографическое исследование образцов проведено на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматическом  $\text{CuK}\alpha$ -излучении, полно-профильный анализ полученных дифракционных картин осуществляли при помощи комплекса программы PowderCell 2.4, а структура слоев была изучена методом сканирующей электронной микроскопии.

В исходном состоянии сплав является однофазным ОЦК твердым раствором по типу B2 с периодом решетки  $a \sim 0,2892$  нм. После окисления на протяжении первых 10 ч наблюдается изменение фазового состава матричного сплава - фиксируются отражения ГЦК-фазы, а на поверхности формируется гетерофазная окалина, состоящая из оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и оксида марганца  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  (таб. 1). При этом количество  $\text{Al}_2\text{O}_3$  составляет ~35% (масс.), а  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  – около 5% (масс.).

После 25 часовой выдержки фазовый состав окалина остается неизменным, изменяется только количественное соотношение фаз. Так, количество ГЦК твердого раствора возрастает до 75% (масс.),  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  – до 6% (масс.), а количество оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  снижается до 19% (масс.).

Особенностью окисленных образцов после 50 ч является существенное наличие в составе поверхностного слоя сложных оксидов  $\text{FeMnO}_3$  и

$\text{NiMn}_2\text{O}_4$ . Так, в образце уже после 50 ч окисления регистрируется ~43% (мас.) шпинели  $\text{NiMn}_2\text{O}_4$  и 19% (мас.) оксида  $\text{FeMnO}_3$  (таб. 1). Количество  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при этом резко снижается до ~6% (мас.), а количество  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  возрастает до 10% (мас.).

На поверхности образцов после окисления при 900 °С в течении 25 ч образуется тонкая сплошная окалина без видимых сколов и трещин, структура поверхностного слоя окалина состоит из различных по форме и размерам кристаллитов (рис. 1, а).

Длительная выдержка сплавов (50 ч) приводит к локальному вспучиванию окалина, что может привести в дальнейшем к ее частичному скалыванию (рис. 1, б). Такое изменение строения пленки можно объяснить формированием на поверхности сплава сложной гетерофазной многослойной окалина, состоящей из  $\text{Mn}_3\text{O}_4$ ,  $\text{FeMnO}_3$ ,  $\text{NiMn}_2\text{O}_4$  и небольшого количества  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

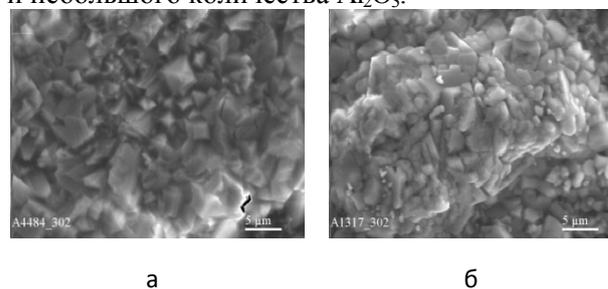


Рис. 1. РЭМ структура окалина на сплаве  $\text{AlCrMn}_{0,5}\text{FeCoNi}$  после окисления при 900 °С в течении 25 (а) и 50 ч (б)

Таблица 1 - Фазовый состав и периоды решетки сплава в исходном состоянии и после отжига

Сплав	Длительность отжига, ч	Фазовый состав	Количество фазы, % (мас.)	Периоды решетки, нм	
				а	с
$\text{AlCrMn}_{0,5}\text{FeCoNi}$	исходный	ОЦК (B2)	100	0,2892	
	10	ГЦК	60	0,3594	
		$\text{Al}_2\text{O}_3$	35	0,4753	1,3040
		$\text{Mn}_3\text{O}_4$ t	5	0,5769	0,9407
	25	ГЦК	76	0,3571	
		$\text{Mn}_3\text{O}_4$ _t	5	0,5774	0,9391
		$\text{Al}_2\text{O}_3$	19	0,4762	1,3007
	50	$\text{FeMnO}_3$ _c	19	0,9409	
		ГЦК	22	0,3590	
		$\text{Al}_2\text{O}_3$	6	0,4478	1,3084
		$\text{NiMn}_2\text{O}_4$	43	0,8480	
		$\text{Mn}_3\text{O}_4$ t	10	0,5800	0,9352

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

## О ВЛИЯНИИ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА ТИТАНА РАЗНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА ПРЕДЕЛ ДРОБИМОСТИ, ХИМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ И МОРФОЛОГИЮ НАНОЧАСТИЦ

Уварова И.В., Людвинская Т.А., Грищишина Л.Н.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, ул. Кржижановского 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [uvarova@materials.kiev.ua](mailto:uvarova@materials.kiev.ua)

Известно, что современность требует от учёных углубления научных исследований для создания материалов нового поколения.

**Целью доклада** является обсуждение результатов комплексных исследований влияния примесного состава на степень дробимости, вид морфологии наночастиц и свойства на примере титана разных технологий (рис.1, таблица, рис. 2).

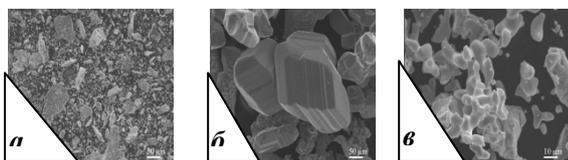


Рис.1 Морфология порошкового титана: а – Ti йод; б – Ti электролитич. в – Ti технич.

Таблица 1. Пример примесей в разном титане

Примесь	Титан, % (мас.)		$\frac{\Delta R^{i-j}}{R^i}$	[Д. з. о]
	Ti йод	Ti МЭП		
<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>
Ti	99,68	99,93	00,00	—
H*	12,30	61,07	+28,98	[- на (+)]
V**	7,50	—	-23,84	[- на (-)]
C*	23,2	248,7	-20,68	[- на (-)]
N*	15,03	39,53	+8,67	[- на (+)]
O*	117,2	155,4	-0,56	[- на (-)]
Na**	50,08	164,6	+30,84	[+ на (+)]
P**	73,05	—	+2,48	[- на (+)]
S*	2,32	2,66	+13,44	[- на (+)]
G	I*- 123	Cl*- 10,6	+17,65	[- на (+)]
Ar**	9,3	—	+28,55	[+ на (+)]
K**	8,59	253,7	+62,23	[+ на (+)]
Ca**	118,03	—	+35,28	[+ на (+)]
Zr**	51,24	—	+9,66	[+ на (+)]

Примечание: \* ppm ~ 10<sup>-4</sup> % (мас.), \*\* ppw ~ 10<sup>-7</sup> механизм замещений в Ti примесью даёт  $\Delta R^{i-j}/R_i$ ;

Наши исследования показали, что отличия профилей электрохимических кривых,

приведенных на рис. 2, обусловлены примесями и особенностями разных технологий титана.

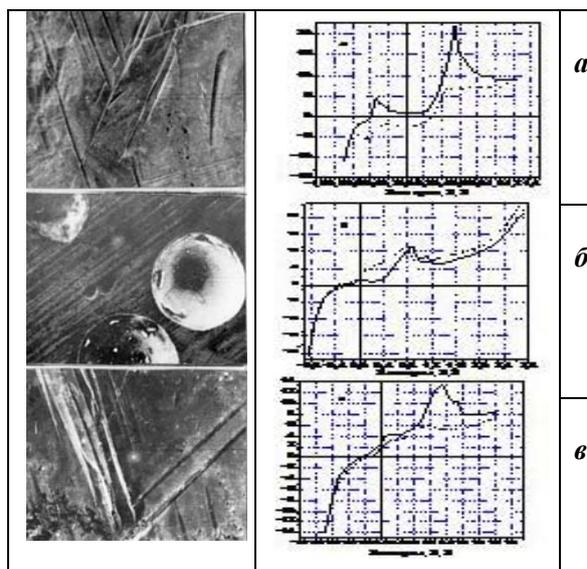


Рис. 2. Электрохимическая активность литого титана разных технологий: а – Ti йод; б – Ti МЭП (магнито-электрошлаковая плавка); в – Ti техн.

Установлено, что *постадийный* размол в зависимости от наблюдаемой эволюции тонкого фазового состава (ТФС) способствует изменениям морфологии наночастиц конечного продукта. Это всё, в свою очередь, сказывается на скорости уплотнения порошковых смесей, а в итоге и на свойствах наноструктурных материалов нового поколения.

**Вывод:** Более углублённое исследование роли факторов влияния на морфологию и свойства, примесей трудноконтролируемых по технологии, поспособствует улучшению свойств имплантатов и деталей, предназначенных для работ в агрессивных средах.

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

## ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Ti_{1-(x+y)}Al_xM_yN$ , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

**Людвинская Т.А., Григорьев О.Н., Нешпор И.П.,  
Субботин В.И., Бродниковский Н.П.**

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

В настоящее время довольно интенсивно ведутся работы в направлении частичной замены титана в нитриде титана алюминием с образованием твердых растворов. Добавление Al, при образовании твердых растворов  $Ti_{1-x}Al_xN$ , на основе TiN, способствует повышению прочностных характеристик и термической устойчивости материала по сравнению с нитридом титана. Однако системы типа Me-Al-N, как правило образуют метастабильные фазы твердых растворов c-(Ti,Al)N и имеют тенденцию к фазовому превращению с образованием равновесных фаз из моонитридов (c-TiN, c-AlN и h-AlN). Синтез твердого раствора на основе TiN с внедренными атомами как Al, так и Mo, Cr, Ni, Zr, Hf в систему Me-Al-X-N позволяет формировать фазы твердого раствора и зачастую повысить механические свойства и термическую стабильность материала. Известно, что введение Mo и Ni тормозит рост зерна матричной фазы и, подобно хрому, устраняет крупнозернистость. Введение молибдена в кристаллическую решетку нитрида титана позволит получить сплавы с мелкодисперсной структурой и с более высокими прочностными свойствами, что позволит продлить срок эксплуатации материалов в экстремальных условиях.

Настоящая работа представляет результаты исследований формирования методом горячего прессования наноструктурированных систем керамических материалов из твердых растворов  $Ti_{1-(x+y)}Al_xM_yN$ , полученных в системах  $TiH_2-Al-M-NH_3$ , где M- переходные металлы 1V-VI групп и Ni. При получении порошков наноструктурированных твердых растворов  $Ti_{1-(x+y)}Al_xM_yN$ , смесь исходных порошков гидроксида титана, алюминия и соответствующих

тугоплавких порошков подвергалась предварительному совместному размолу в планетарной мельнице, в течение 15 мин. с последующим отжигом в атмосфере аммиака, в интервале температур 1000–1200 °C в течение 1 ч. Из полученных наноструктурированных порошков методом горячего прессования при температуре 1710 °C формировались штабики размером 4 x 4 x 40 мм. Продукты взаимодействия исследовались методами рентгенофазового (на аппарате ДРОН-3), химического (по известным методикам) и электронно-микроскопического анализа.

В таблице приведены некоторые прочностные характеристики спеченной керамики.

Из данных таблицы следует, что переход от керамики на основе нитрида титана к материалам на основе его твердых растворов позволяет получить высокотемпературные состояния с пятикратным увеличением прочности при изгибе.

**Таблица. Прочностные характеристики спеченной керамики твердых растворов  $Ti_{1-(x+y)}Al_xM_yN$ .**

№	Материал	б изг., МПа	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>
1	TiN*	73	3,93
2	TiN*	116	4,21
3	ТНК-1°	323	4,92
4	TiAlN-2	329	4,24
5	TiAlZrN-1	277	4,67
6	TiAlHfN-1	505	4,51
7	TiAlCrN-2	473	4,86
8	TiAlMoN-2	388	4,95
9	TiAlNiN-2	535	4,99

TiN\*– ДЗХР ; (ТНК-1°)- TiN синтезирован в ИПМНАУ.

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

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ $Gd_2Hf_2O_7$ В ИНТЕРВАЛЕ 80–300 К

**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: [allar.kopan@gmail.com](mailto:allar.kopan@gmail.com)

Для соединений редкоземельных металлов (РЗМ), изоструктурных минералу пирохлора  $NaCaTa_2O_6(OH, F)$ , характерны туго-плавкость, твердость, низкая теплопроводность и высокая химическая стойкость. Перечисленные свойства указывают на возможность их применения в качестве высокотемпературных конструкционных и коррозионностойких материалов, твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ), тепло-защитных покрытий горячих зон газотурбинных двигателей, катализаторов, матриц для иммобилизации радиоактивных отходов.

Для оценки стабильности и реакционной способности материалов при различных условиях их синтеза, обработки и эксплуатации необходимы данные по термодинамическим свойствам соединений в широком интервале температур.

Цель настоящей работы – исследовать теплоемкость  $Gd_2Hf_2O_7$  в интервале 80–300 К.

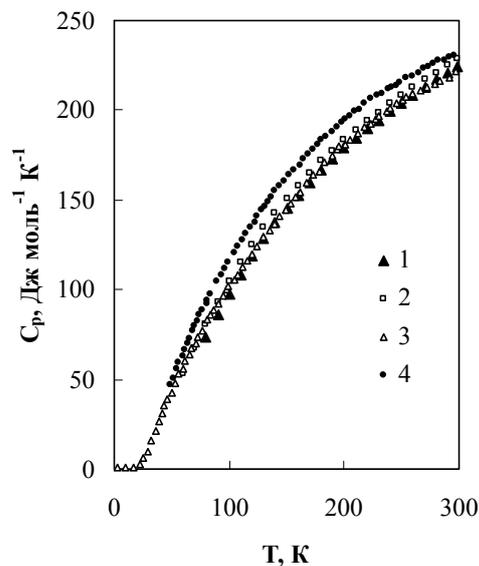
Синтез  $Gd_2Hf_2O_7$  проводили методом разложения совместно закристаллизованных нитратов. По данным РФА (ДРОН-1,5,  $Cu_{K\alpha}$ -излучение с Ni-фильтром) на рентгенограмме образца обнаружены только линии  $Gd_2Hf_2O_7$ . Период кристаллической решетки  $Gd_2Hf_2O_7$   $a = 1,0522$  нм, что согласуется с данными литературы.

Теплоемкость  $Gd_2Hf_2O_7$  исследовали адиабатическим методом с периодическим введением тепла на низкотемпературной теплофизической образцовой установке (УНТО). Ошибка измерений теплоемкости не превышала 0,4% в температурном интервале 80–300 К.

На рис. приведены результаты исследования изобарной теплоемкости ( $C_p$ )  $Gd_2Hf_2O_7$  (кривая 1) в сравнении с данными для изоструктурных гафнатов лантана и неодима [1, 2].

В исследованном интервале температур теплоемкости  $Gd_2Hf_2O_7$  и  $La_2Hf_2O_7$  близки между собой и ниже  $C_p^0$  неодим гафната. Такое различие обусловлено избыточным вкладом в теплоемкость  $Nd_2Hf_2O_7$  при переходе 4f электронов на уровни, которые образуются в

результате расщепления основного состояния иона  $Nd^{3+}$  в электрическом поле кристаллической решетки. У соединений лантана и гадолиния такая составляющая теплоемкости отсутствует, что объясняется стабильной электронной конфигурацией ионов  $Gd^{3+}$  и  $La^{3+}$ .



**Рис. Теплоемкость гафнатов редкоземельных элементов:**  
1 -  $Gd_2Hf_2O_7$ ; 2 -  $La_2Hf_2O_7$  [1]; 3 -  $La_2Hf_2O_7$  [2];  
4 -  $Nd_2Hf_2O_7$  [2].

Впервые получены значения теплоемкости, энтропии, энтальпии и приведенной энергии Гиббса  $Gd_2Hf_2O_7$  при стандартных условиях:  $C_p^0(298,15 \text{ K}) = 224,24 \pm 0,9 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ,  $S^0(298,15 \text{ K}) = 237,14 \pm 1,9 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ,  $H^0(298,15) - H^0(0) = 38084 \pm 190 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}$ ,  $\Phi^0(298,15 \text{ K}) = 109,4 \pm 1,6 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ .

1. Копань А. Р. Калориметричне дослідження теплоемності  $La_2Hf_2O_7$  / А. Р. Копань, М. П. Горбачук, С. М. Лакиза, Я. С. Тищенко // Порошковая металлургия – 2015 – № 11/12. – С. 81-90.
2. Anand V.K., Bera A.K., Xu J. Observation of long-range magnetic ordering in pyrohafnate  $Nd_2Hf_2O_7$ : A neutron diffraction study / Anand V.K., Bera A.K., Xu J. // Phys. Rev. B – 2015. – Vol. 92, № 18 – P. 184418.

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

## О ПОВЫШЕНИИ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ

**Бродниковский Н.П., Кузнецова Т.Л., Крапивка Н.А.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [dep53@ipms.kiev.ua](mailto:dep53@ipms.kiev.ua)

Обладая высокими эксплуатационными свойствами высокоэнтропийные сплавы на основе ниобия, как правило, отличаются широким интервалом кристаллизации, что приводит к образованию дендритной структуры, развитию дендритной ликвации, склонностью к образованию пор и кристаллизационных трещин, что негативно сказывается на их технологических характеристиках и является причиной повышенной дефектности литых передельных заготовок.

Научная значимость настоящего направления исследований заключается в установлении взаимосвязи между энтальпиями смешения, составом сплавов, диаграммами состояния и физико-химическими свойствами сплавов, что способствует как пониманию процесса сплавообразования в изучаемых системах, так и осуществлению целенаправленного повышения технологичности сплавов.

В данной работе приведены исследования технологичности перспективных высокоэнтропийных сплавов на основе ниобия и возможности ее повышения за счет ввода легирующих компонентов, которые способствовали бы уменьшению интервала кристаллизации сплавов, оптимизации теплофизических характеристик сплавов без ухудшения эксплуатационных свойств, предъявляемых к конструкционным материалам нового поколения.

Такими научно - обоснованными легирующими компонентами представляются Al, Ti, Fe, Cr, Zr, Mo, которые, согласно диаграммам состояний двойных систем, способствуют уменьшению интервала кристаллизации (Ti, Mo, Zr), повышают как твердо растворное (Ti, Mo, Zr), так и дисперсное упрочнение (Al, Cr, Zr), а в оптимальном количестве сохраняют относительно высокие жаро-коррозионные свойства (Al, Ti, Fe, Cr).

На установке ВДГА-8МЗ проведен дифференциально-термический анализ наиболее перспективных научно - обоснованных

высокоэнтропийных сплавов на основе ниобия двух систем:

№1 - 16Al-16Cr-16Ti-16Zr-36Nb-(0-4%)Si

№2 - 16Al-16Cr-16Ti-16Mo-36Nb-(0-4%)Si

Термограммы показали, что интервалы кристаллизации сплавов системы № 1 (0% Si) составляют - 220-260<sup>0</sup>, а системы № 2 (0% Si) ≈ 200<sup>0</sup>, что значительно превышает допустимые пределы для технологических литейных сплавов. Структура сплавов дендритная, причем размер дендритов литых сплавов систем превышает 25 × 100 мкм, в зависимости от скорости кристаллизации..

Распределение легирующих компонентов по зерну сплава №1 (0% Si), проведенное на установке "Camebax - SX-50" подтвердило наличие значительной (до 20–30%) дендритной ликвации. При этом, содержание компонентов в центре дендритов и на периферии не всегда пропорционально температуре плавления компонентов, а, скорее всего, соответствует физико-химическим особенностям взаимодействия между компонентами.

Микротвердость литых сплавов также отличается неоднородностью: у сплава системы № 1 (0% Si) по центру дендрита – 5720 МПа, на краю дендрита - 1860 МПа; у сплава № 2 (0% Si) 6500 МПа и 2400 МПа соответственно.

Предварительные научные наработки показали, что увеличение технологичности сплавов данных систем возможно достичь путем существенного измельчения литой структуры за счет:

- уменьшения интервала кристаллизации и теплофизических параметров (теплопроводности, теплоемкости) сплавов путем корректировки состава сплава;
- совмещения повышенной скорости охлаждения при кристаллизации с пластической деформацией зачатков кристаллитов в жидко-твердом состоянии;
- проведения специальной обработки расплава в процессе кристаллизации за счет вибрации и ультразвука;
- применение модификаторов для увеличения скорости зарождения центров кристаллизации.

# СЕКЦІЯ D. СТРУКТУРА І СВОЙСТВА МАТЕРІАЛІВ І ПОКРИТТІЙ ДЛЯ РАБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

## ФОРМУВАННЯ НІТРИДНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ TiZrHfNbTaY

Карпець М.В., Горбань В.Ф., Канцир О.В., Бужинець О.І., Андрєєв А.О., Цебрій Р.І.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,  
вул. Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, e-mail: [elena.kantsyr@ukr.net](mailto:elena.kantsyr@ukr.net)

Останнім часом багато уваги приділяється створенню на основі багатокомпонентних високоентропійних сплавів нового класу іонно-плазмових покриттів – нітридів, зокрема, структур з рівномірно розподіленими нанорозмірними включеннями із підвищеною міцністю, високою пластичністю, стійкістю до окислювання й корозії. Метою роботи є встановлення закономірностей формування нітридних покриттів на основі високоентропійного багатокомпонентного сплаву TiZrHfNbTaY у вихідному стані без азоту та в азоті.

Рентгеноструктурні дослідження проводили на дифрактометрі ДРОН УМ-1 в монохроматичному Cu K $\alpha$  випромінюванні. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку. Зйомку проводили в кутовому інтервалі  $2\theta = 18^\circ\text{--}88^\circ$  з кроком сканування  $0,05^\circ$  та часом експозиції в точці 2 с. Обробку даних дифрактометричного експерименту проводили з використанням програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових складових PowderCell 2.4. При повнопрофільному аналізі дифракційних картин проводили розрахунок текстури в зразках з використанням текстурної моделі March-Dollase.

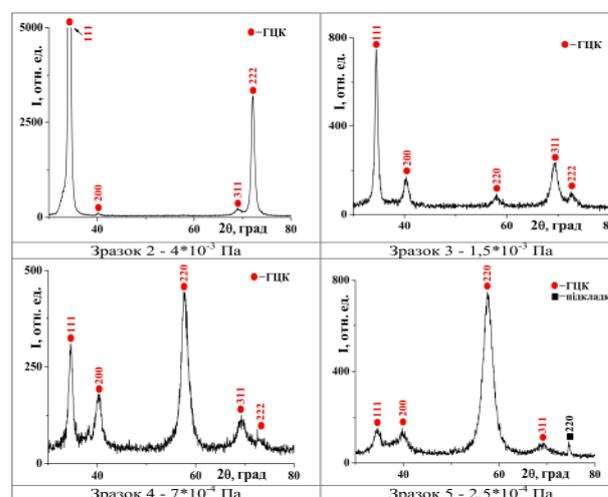
Напилення покриття із сплаву TiZrHfNbTaY проводили в вакуумі (зразок 1) і в атмосфері азоту (зразки 2,3,4,5) (табл.). Перед напуском азоту в камеру, її відкачували до відповідних значень тиску  $P_2, P_3, P_4, P_5$  та заповнювали азотом до робочого тиску 0,3 Па. Результати дослідження фазового складу, розміру областей когерентного розсіювання (ОКР) та значення коефіцієнта текстури ГЦК фази у покриттях наведені в табл.

Зразок 1, отриманий напиленням в вакуумі – однофазний з кубічною ОЦК ґраткою, який включає в себе всі вихідні елементи (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Y) з періодом ґратки  $a = 0,3452$  нм та ОКР розміром  $\sim 29,7$  нм. В зразках 2, 3, 4, 5, отриманих напиленням в атмосфері з різним вмістом азоту, формується покриття на основі

ГЦК ґратки, яка характерна для мононітридів елементів, що входять в вихідний сплав. Варто відмітити, що всі зразки – однофазні (рис.).

**Таблиця.** Структура, тиск в камері (P), період ґратки (a), значення ОКР та коефіцієнт текстури ( $\tau$ ) ГЦК фази у покриттях на основі сплаву TiZrHfNbTaY

№	Структура	$P \cdot 10^4$ , Па	a, нм	ОКР нм	$\tau$
1	ОЦК	1,1	0,3452	29,7	-
2	ГЦК	40	0,4503	33,1	(0,16) <sub>111</sub>
3	ГЦК	15	0,4501	19,3	(0,55) <sub>111</sub>
4	ГЦК	7	0,4509	14,1	(2,57) <sub>111</sub>
5	ГЦК	2,5	0,4522	9,3	(3,72) <sub>111</sub>



**Рис.** Рентгенограми високоентропійних покриттів на основі сплаву TiZrHfNbTaY, отримані напиленням в атмосфері при різному вмісті азоту.

При цьому, для зразків 2 і 3 нітридне покриття має чітко виражену текстуру в напрямку [111] в ГЦК ґратці мононітриду, а для зразків 4 і 5 переважає текстура в напрямку [220]. Крім того, рентгенографічно реєструється зменшення товщини нітридного покриття по мірі збільшення вмісту азоту. Про це свідчить реєстрація реперних максимумів від підложки з ГЦК структурою нержавіючої сталі при початковому тиску в камері  $P_5$ .

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

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СРЕДЫ АЗОТИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НИТРИДНЫХ ФАЗ В ПОРОШКОВОМ ЖЕЛЕЗЕ

Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Куровский В.Я., Людвинская Т.А.

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

ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [gbag@rambler.ru](mailto:gbag@rambler.ru)

Методы порошковой металлургии позволяют получать материалы насыщенные азотом, содержащие ряд упрочняющих нитридных фаз. Они используются в качестве добавок в разрабатываемые высокоазотистые конструкционные материалы.

Цель работы – исследование влияния температуры и среды азотирования на формирование нитридных фаз в порошковом железе. В качестве азотсодержащего компонента использовался карбамид, а газовыми средами служили азот, аммиак и аргон. Азотирование проводилось при температурах 500 и 800 °С в течение 1 ч. Полученные образцы исследовались методами рентгеноструктурного и химического анализа. По данным рентгеноструктурного анализа насыщение порошка железа в азотированной среде азота при 500 °С протекает с образованием нитридных фаз: Fe<sub>4</sub>N (С), в небольшом количестве составляющие ε-фазу Fe<sub>3</sub>N(H)+Fe<sub>2</sub>N(H) (рис. а). Параметр решетки α-Fe соответствует нелегированному железу, следовательно, твердый раствор на основе α-Fe не образуется. По расчетам химического анализа содержание азота ~0,9%. Рентгенограмма порошка железа, азотированного при 800 °С представлена слабыми рефлексами нитридов железа, из которых можно выделить Fe<sub>4</sub>N (С). Содержание азота по химанализу 0,001%. Наиболее активное азотирование происходит в среде аммиака при 500 и 800°С (рис. б, в). Насыщение железа азотом происходит с образованием нитридных фаз: при 500°С образуется ε-фаза состав Fe<sub>3</sub>N(H)+Fe<sub>2</sub>N(H) (рис. б): при 800°С преобладающая фаза Fe<sub>4</sub>N (С) (рис. в). По расчетам химического анализа содержание азота ~10,68% и 7,66% соответственно при температуре азотирования 500 и 800 °С. При использовании аргона, в качестве азотирующей среды, рефлекс нитридных фаз незначительной интенсивности, с некоторым преобладанием Fe<sub>4</sub>N (С) (рис. г). Содержание азота ~0,83%. Аналогичная рентгенограмма порошка Fe при азотировании в парах карбамида.

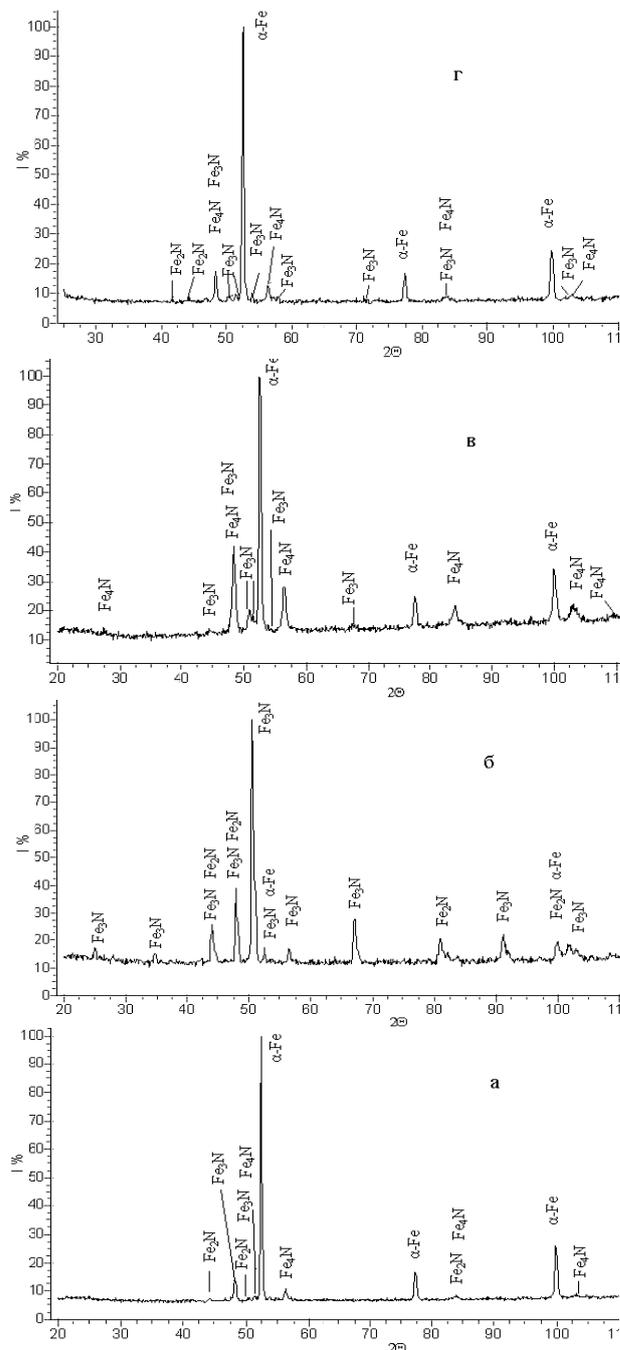


Рис. Дифрактограммы азотированных порошков железа в зависимости от среды и температуры азотирования: а) азот, 500 °С, б) аммиак, 500 °С, в) аммиак, 800 °С, г) аргон, 500 °С.

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

## МАРТЕНСИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПОРОШКОВЫХ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

**Мамонова А.А., Баглюк Г.А.**

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

В порошковой металлургии с целью получения высокоплотных порошковых изделий наиболее эффективным методом является метод горячей штамповки пористых заготовок (ГШ). При этом процессы структурообразования протекают в условиях интенсивной пластической деформации и ускоренного охлаждения от контакта с относительно холодным пресс-инструментом. Это обеспечивает проявление эффекта термомеханической обработки (ВТМО), формирование мартенситных структур в штамповках из углеродистых сталей.

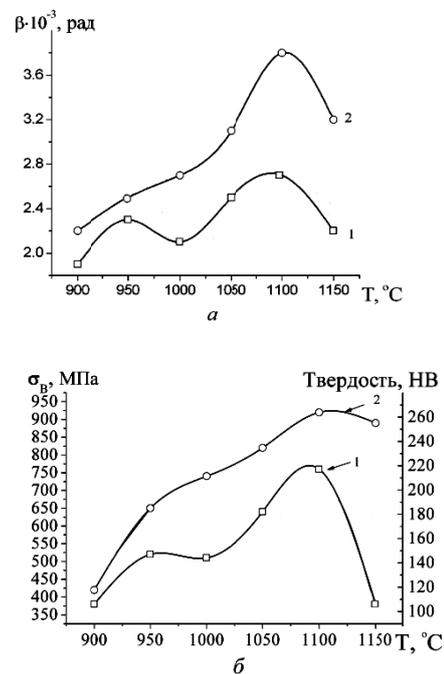
Целью работы является исследование мартенситного превращения в порошковых углеродистых сталях.

Шихтовые материалы в исходном состоянии представляют железный порошок марки ПЖВ 4, смесь железного порошка с 1% графита марки С-1, смесь железного порошка с 1,5% графита. Прессовки перед штамповкой нагревали при температурах 900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150 °С в среде аргона. С момента достижения заданной температуры прессовка выдерживалась 15 минут и затем переносилась в штамп. Кристаллы мартенсита всегда обладают субструктурой. Элементы тонкой структуры: физическое уширение линий ( $\beta_{110,220}$ , мрад), области когерентного рассеяния (ОКР, нм), микронапряжения ( $\epsilon$ ), взаимосвязанные с содержанием углерода в сталях, вычислялись методом Фурье-анализа профиля рентгеновских линий.

При нагреве заготовок под штамповку происходит обезуглероживание, особенно в периферийных областях. Конечное содержание углерода при содержании его в шихте 1%, в материале составляет около 0,4% и 0,7% при содержании в шихте 1,5% С. Независимо от содержания его в исходной шихте максимальное количество связанного углерода наблюдается после нагрева при 1100 °С и существенное обезуглероживание - при 1150 °С. На рисунке (а, б) представлены данные для штамповок с содержанием 0,7% С.

С повышением температуры нагрева под штамповку и соответственно увеличением

количества растворенного углерода в железе повышается дефектность кристаллической структуры матрицы, (рис. а). При максимальном растворении углерода (1100 °С) параметры субструктуры имеют максимальные значения:  $\beta_{220} = 3,8$  мрад, ОКР = 50нм, микроискажения решетки  $1,45 \cdot 10^{-3}$  (внутренний слой). С ростом температуры нагрева под штамповку при 1150 °С обезуглероживание штамповок приводит к снижению дефектности мартенситной структуры:  $\beta_{220} = 3,2$  мрад, ОКР=60нм, микроискажения  $1,20 \cdot 10^{-3}$ . Прочностные свойства в объеме штамповок имеют отличия. Во внутреннем слое, сохраняющем преобладающее количество углерода, наличие бейнита, сорбита, троостита-продуктов распада мартенсита при отпуске, обусловило высокие прочностные свойства (рис. б).



**Рис. Изменение физического уширения рефлекса 220 (а), твердости (НВ) (б), предела прочности образцов из углеродистой стали в зависимости от температуры нагрева под штамповку: 1) плоскость под верхним пуансоном (периферийная область). 2) внутренний слой**

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

## КРИСТАЛЛЫ МАРТЕНСИТА В ПОРОШКОВОМ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННОМ ТЕХНИЧЕСКОМ ЖЕЛЕЗЕ

**Мамонова А.А., Баглюк Г.А.**

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

Известно, что структурообразования в процессе горячей штамповки (ГШ) пористых заготовок протекают в условиях интенсивной пластической деформации и ускоренного охлаждения от контакта с относительно холодным прессинструментом, что обеспечивает проявление эффекта высокотемпературной закалки. При этом существенное влияние эффекта (ВТМО) испытывает поверхностный слой порошковых изделий из железа.

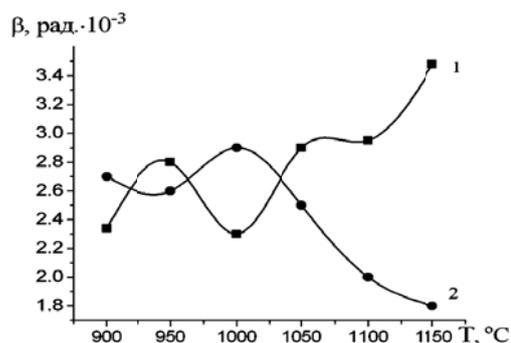
Г. В. Курдюмовым впервые указано о возможности проявления мартенситного механизма полиморфного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ , в нелегированном железе, содержащем менее 0,01% углерода, путем «залечивания» нарушений кристаллической структуры аустенита, используя нагрев под закалку свыше 1100–1150 °С. Кристаллы мартенсита закаленной стали обладают значительными несовершенствами кристаллической решетки, о чем свидетельствует размытость линий, обусловленная наличием микронапряжений и малой величиной ОКР [1].

В данной работе представлены результаты исследования формирования мартенситной структуры в порошковом горячештампованном железе.

Шихтовой материал в исходном состоянии представляет железный порошок марки ПЖВ4 (ГОСТ 9849–86) Прессовки перед штамповкой нагревали при температурах 900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150 °С в среде аргона. С момента достижения заданной температуры прессовка выдерживалась 15 минут и затем переносилась в штамп. Рентгенографирование осуществлялось на дифрактометре ДРОН-3, в Co-K $\alpha$  излучении. Элементы тонкой структуры вычислялись методом Фурье-анализа профиля рентгеновских линий.

Характерной особенностью формирования субструктуры в объеме заготовки в интервале температур нагрева 1000–1150 °С (Рис.) является резкое снижение дефектности кристаллической структуры во внутренних, характеризуемая физическим

уширением линий, и увеличение в поверхностных областях штамповок.



**Рис. Зависимость уширения рефлекса 220 от температуры нагрева под штамповку порошкового железа: 1–наружная плоскость под пуансоном, 2 – внутренний слой.**

При температуре нагрева под штамповку на 1035 °С наблюдается выравнивание дефектности структуры наружной области и внутреннего слоя. В наружной области дефектность структуры в интервале нагрева заготовок 1050–1100 °С повышается незначительно и резко возрастает с повышением температуры до 1150 °С. Это подтверждается количественными характеристиками параметров тонкой структуры. Физическое уширение ( $\beta_{220}$ ) увеличивается до 3.48 мрад, ОКР имеют минимальные размеры–77 нм, микроискажения достигают максимальных значений  $1.16 \cdot 10^{-3}$ . Микротвердость равна 1650 МПа. Во внутреннем слое при этом элементы тонкой структуры имеют минимальные значения:  $\beta_{220} = 1,8$  мрад,  $\text{окр} > 200$  нм, микронапряжения  $0.2 \cdot 10^{-3}$ , микротвердость равна 1350 МПа.

Следовательно, при штамповке железа после нагрева на 1150 °С в наружной плоскости превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  в части объема образца происходит по мартенситному типу.

1. Видатні вчені України. Г. В. Курдюмов. Вибрані праці. – К.: Видавничий дім “Академперіодика”. – 2002. – 776 с.

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

## МАРТЕНСИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПОРОШКОВОЙ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПК10X17

**Мамонова А.А., Баглюк Г.А.**

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

Легированный феррит является основной структурной составляющей большинства конструкционных сталей. Закалка из области феррита, легированного хромом, приводит к образованию особой структуры «ферритного мартенсита» (игольчатого феррита) повышенной твердости. Мартенситное превращение наблюдалось в железе, легированном 8,5% Cr, температура начала мартенситного превращения при этом 430 °С [1].

Цель работы – исследование мартенситного превращения в порошковой горячештампованной хромистой стали ПК10X17.

Шихтовые материалы в исходном состоянии представляют порошок хромистой стали ПК10X17. Прессовки перед штамповкой нагревали при температурах 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 °С в среде аргона. С момента достижения заданной температуры прессовка выдерживалась в течение 15 мин, затем переносилась в штамп. Закалка образцов происходила при контакте с холодными стенками штампа. Мартенситный характер превращения в объеме штамповок оценивался по элементам тонкой структуры: физическому уширению линий ( $\beta_{110,220}$ , мрад), области когерентного рассеяния (ОКР, нм), микродеформации, которые вычислялись методом Фурье-анализа профиля рентгеновских линий. Качественная характеристика дефектности структуры заготовок из хромистой стали, представлена профилями рентгеновских рефлексов 220, полученных с периферийных и внутренних областей образцов в зависимости от температуры нагрева под штамповку. Для всех исследуемых объектов отмечено существенное искажение кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe, проявляемое в большой размытости рентгеновских линий (рис. 1) и согласно работе [1] свидетельствует о мартенситном характере  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении в стали. Это подтверждается количественными оценками параметров тонкой структуры (рис. 2).

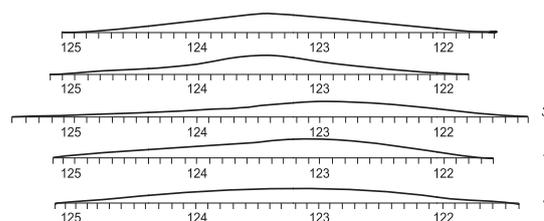


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм рефлекса 220 верхнего слоя образцов из хромистой стали ПК10X17. Температура нагрева, °С: 950(1), 1000(2), 1050(3), 1100(4), 1150(5).

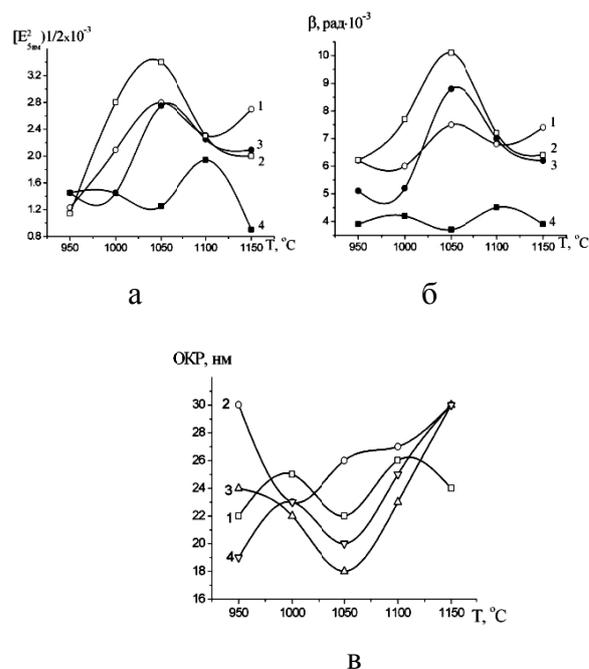


Рис. 2. Зависимость параметров тонкой структуры порошковой стали ПК10X17 в различных частях заготовки от температуры нагрева под штамповку: а)  $\beta_{220}$ , б) микродеформации в) ОКР. 1 – верхний слой, 2 – нижний слой, 3 – боковая поверхность, 4 – внутренний слой

Коган Л. И. О кинетике полиморфного превращения легированного железа // Проб. Металловедения и физики металлов. – 1951. – Вып. 2. – С. 204–215.

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

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВОЙСТВ УДАРОСТОЙКИХ КОМПОЗИТОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АКУСТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ

Безимянный Ю.Г., Высоцкий А.Н., Комаров К.А., Мазная А.В.

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

Комбинированные материалы из слоев керамики и полимерных композитов перспективны для использования в средствах защиты от действия высокоэнергетичных динамических нагрузок. Состав, структура, размеры и форма составляющих ударостойких композитов, определенная последовательность слоев и прослоек, качество контактов на границах слоев, а также ряд других факторов в значительной степени влияют на механизмы поглощения и диссипации энергии ударника. Наиболее достоверную информацию о защитных свойствах ударостойких композитов можно получить в результате баллистических испытаний, которые требуют значительных финансовых затрат и приводят к разрушению образцов.

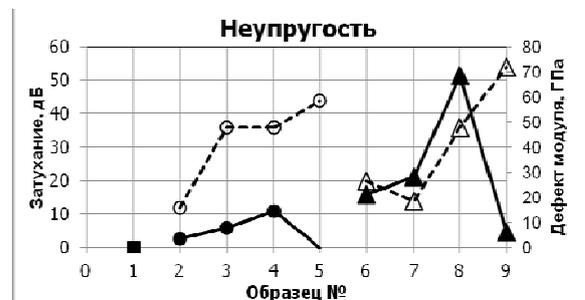
Акустические характеристики материала физически связаны с его плотностью, внутренней структурой, упругостью и демпфирующими свойствами [1]. Поэтому измерение акустических характеристик методами неразрушающего контроля позволяет оценить указанные свойства материала без разрушения образцов и прогнозировать эффективность применения отдельных материалов и их комбинаций в ударостойких композитах.

В качестве примера возможности такого прогноза были исследованы следующие группы образцов: первая – ударостойкий материал из реакционноспеченного карбида кремния SiC (образец №1); вторая – поглощающие материалы и их комбинации (эпоксидная матрица, полиуретановая матрица, градиентный подпор, состоящий из эпоксидной и полиуретановой матриц, сота ПСЛ1 – образцы 2, 3, 4 (2+3), 5, соответственно); третья – ударостойкие композиты, включающие в себя ударостойкий и поглощающие материалы (1+2, 1+3, 1+4, 1+5+2 – образцы 6, 7, 8, 9, соответственно).

Акустические характеристики материалов определяли импульсными методами в направлении толщины образца при использовании радиоимпульса с тональным

заполнением [2] или ударного возбуждения [3]. В первом случае в материале формировали узкополосный, а во втором – широкополосный сигналы. Скорость распространения упругой волны определяли методом импульса с дискретной задержкой [2], а затухание – методом калиброванного аттенюатора [2]. По результатам измерения скорости оценивали характеристики упругости, а затухания – неупругости образцов.

В результате исследования установлено, что характеристики упругости материалов не зависят от частотного спектра воздействующего сигнала. При этом упругость композитов определяется упругостью поглощающих слоёв. Наиболее эффективно поглощает энергию (рис.) при широкополосном воздействии (сплошная кривая) композит с градиентным подпором, а при узкополосном (пунктир) – с сотой ПСЛ1 + эпоксидной матрицей; сотовая структура при широкополосном воздействии не эффективна.



Полученные результаты хорошо согласуются с результатами баллистических испытаний.

1. Безимянный Ю.Г. Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 4. – С. 53–65.
2. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. – М.: Мир, 1972. – 302 с.
3. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / Под ред. В.В.Клюева. – М.: Машиностроение, 2003. – 656 с.

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

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Безимянный Ю.Г., Бродниковский Н.П., Козирацкий Е.А., Талько О.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [bezimyni@i.com.ua](mailto:bezimyni@i.com.ua), [dep57@materials.kiev.ua](mailto:dep57@materials.kiev.ua)

Создание новых лёгких конструкционных сплавов, работающих в экстремальных условиях, предполагает аттестацию их свойств, в том числе и характеристик упругости.

Полный набор характеристик упругости, описывающий материал, определяется анизотропией его свойств.

Погрешности определения динамических характеристик упругости обусловлены особенностями структуры материала и образцов, на которых производят измерения, а для многофазных материалов ещё и корректностью постановки измерений [1].

Целью работы было обеспечение определения всех характеристик упругости в образцах, предоставленных заказчиком, где традиционные методы измерения не обеспечивают высокую точность результатов.

Исследованы образцы двух плавок многокомпонентного материала на основе никеля. Образцы разных форм (рис.) были получены путём разрезания одного листа с учётом направления прокатки. Стержневые образцы вырезали вдоль направления прокатки.

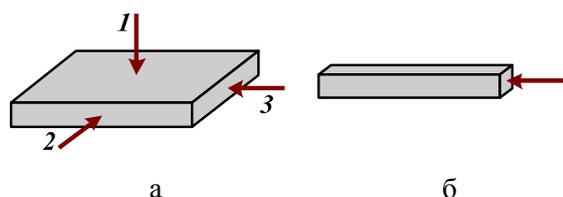


Рис. Форма образцов и направления их прозвучивания

Характеристики упругости определяли импульсным и резонансным методами [2] по результатам измерения скоростей распространения продольных (а, направления 1, 2, 3), поперечных (а, направление 1) упругих волн и волн растяжения-сжатия в стержне (б) на частотах от 0,1 до 10 МГц.

При постановке измерительного эксперимента основное внимание было уделено определению степени анизотропии материала и

обеспечению максимально достижимой точности измерений.

Разброс значений скоростей распространения продольных упругих волн, полученных в разных направлениях, лежал в пределах погрешности измерений, что позволило принять гипотезу об изотропии материала и использовать любую пару измеренных скоростей для определения всех характеристик упругости по известным [3] формулам.

Измерения в направлении 1 (рис.а) не дали удовлетворительной точности измерений в связи с малой толщиной образца.

Наименьшая погрешность измерений была достигнута для продольной упругой волны в направлении 3 (рис.а) и в стержне (рис.б). Эти две скорости были использованы для определения всех характеристик упругости.

Поскольку в направлении 3, в зависимости от волнового размера толщины пластины, могут распространяться не только продольная упругая волна, но и волны Лэмба, которые имеют другую функциональную связь с характеристиками упругости [3], то, для устранения промахов в оценке последних, была выбрана частота измерений, обеспечивающая отсутствие волн Лэмба [1].

Результаты измерений сведены в таблицу:

№ плавки	Модуль, ГПа		Коэффициент Пуассона
	Юнга	Сдвига	
2	209 ± 3	81 ± 1	0,290 ± 0,003
11	217 ± 2	84 ± 1	0,289 ± 0,003

1. Безимянный Ю.Г. Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 4. – С. 53–65.
2. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. – М.: Мир, 1972. – 302 с.
3. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / Под ред. В.В.Клюева. – М.: Машиностроение, 2003. – 656 с.

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

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ti-C

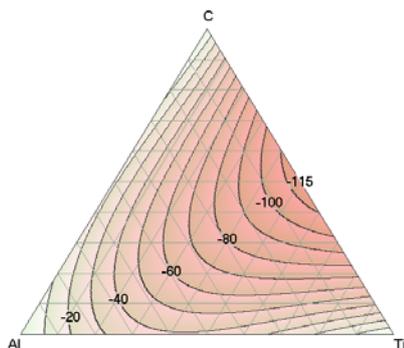
**Кудин В.Г., Макара В.А.**

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко  
ул. Владимирская 64, Киев, 01033, Украина, [kudin@univ.kiev.ua](mailto:kudin@univ.kiev.ua)

В настоящее время все более широкое применение находят дисперсионно-упрочненные и металломатричные композиты, так как их физико-механические свойства намного лучше, чем для металлических сплавов. В связи с этим, целесообразно знать термодинамические свойства сплавов систем, лежащих в основе их получения. Определение термодинамических свойств расплавов таких систем является сложной экспериментальной задачей через высокие температуры плавления соединений и сплавов. Поэтому целесообразно термодинамические свойства тройных расплавов таких систем рассчитывать из аналогичных данных для двойных граничных систем. Что касается расплавов системы Al-Ti-C, то только для расплавов системы Al-Ti известны достоверные термодинамические свойства. Для этой системы выполнено термодинамическое моделирование и получены самосогласованные данные, как для диаграммы состояния, так и для физико-химических свойств. В двух других граничных подсистемах образуются очень тугоплавкие интерметаллиды, для которых известны только энтальпии образования. В ближайшее время исследовать термодинамические свойства двойных расплавов систем Al-Ti-C не удастся из-за тугоплавкости интерметаллидов ( $Al_4C_3$ , TiC).

Чтобы решить эту сложную проблему, мы сравнили энтальпии образования соединений и расплавов ряда двойных систем, которые получены с высокой точностью. Оказалось, что в ряде случаев эти два параметра практически совпадают (напр. система Fe-Si, Ce-Sb, Ni-PЗМ). В большинстве же систем энтальпии образования соединений немного более экзотермичнее, чем соответствующих расплавов. Это обусловлено тем, что теплота плавления интерметаллидов этих систем является большей, чем предыдущих. Поэтому можно с учетом указанных выше сложностей допустить приблизительное равенство энтальпии образования соединений и расплавов. Эта гипотеза позволит прогнозировать термодинамические свойства для расплавов тройных систем, в которых образуются тугоплавкие карбиды, бориды, карбобориды и др.

Используя эту гипотезу, мы смогли рассчитать термодинамические свойства расплавов тройной системы Al-Ti-C (рисунок). Видно, что расплавы этой системы образуются с выделением теплоты, как и следовало ожидать. Минимум энтальпии смешения расплавов этой системы составляет  $-115$  кДж/моль и приходится на очень тугоплавкое соединение TiC.



**Рисунок. Изоэнтальпии смешения расплавов системы Al-C-Ti**

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

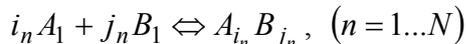
## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

**Субботенко П.М., Шевченко М.О., Кудин В.Г., Иванов М.И., Судацова В.С.**

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

Исследование жидких сплавов является сложной задачей из-за агрессивности, химической активности и летучести компонентов. Для расплавов двойных систем нами разработана методика расчета всех термодинамические свойства расплавов из координат линии ликвидуса диаграмм состояния для области равновесия твердый компонент – жидкий сплав.

Для расплавов систем, в которых в твердом состоянии образуются одно или несколько соединений, разработана модель идеальных ассоциированных растворов (ИАР). Для ее применения необходимо знать энтальпии образования интерметаллидов и расплавов конкретной системы. Предполагая, что в жидких сплавах из чистых компонентов по обратимой реакции образуется ассоциаты:



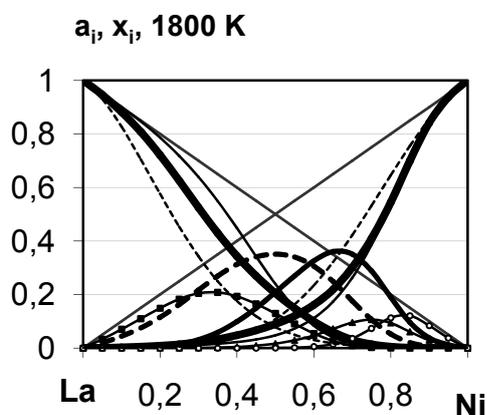
и используя выражения, связывающие константу равновесия обратимой реакции с термодинамические свойства функциями, можно получить уравнение для расчета активности компонентов.

Особенно сложными в экспериментальном отношении являются расплавы тройных систем, так как они требуют проведения большого количества исследований. Для уменьшения экспериментальных работ

целесообразным использовать расчеты термодинамические свойства из аналогичных данных для двойных граничных подсистем. В настоящее время для этого разработано ряд “геометрических моделей” (Бонье-Кабо, Тупа, Колера, Колине, Муджиану и другие), а также “аналитическую” (Редлиха-Кистера). Недостатком всех этих моделей есть то, что их можно применять только для определенного типа систем. Наиболее перспективной в настоящее время является модель Редлиха-Кистера, в связи с тем, что для сплавов систем с сильным взаимодействием между разноименными атомами она позволяет учитывать энергию тройного вклада.

На рисунке приведено сопоставление термодинамические свойства расплавов двойных и тройных систем, полученных экспериментальными методами и рассчитанными по приведенным выше методикам.

Видно, что для всех расплавов рассчитанные термодинамические свойства хорошо согласуются с экспериментально установленными. Это позволяет существенно уменьшить количество исследований при высоких температурах и работ с агрессивными расплавами, так как в настоящее время можно подобрать методики, по которым можно прогнозировать термодинамические свойства из диаграмм состояния, и аналогичных данных для интерметаллидов (расплавов).



**Рисунок. Активности компонентов ( $a_i$ , —) и молярные доли ассоциатов ( $x_i$ : —  $\text{La}_2\text{Ni}$ , - - -  $\text{LaNi}$ , — —  $\text{LaNi}_2$ , —  $\text{LaNi}_3$ , —  $\text{LaNi}_5$ ) расплавах системы La-Ni при 1800 K, рассчитанные нами по модели ИАР, и литературные  $a_i$ : — Зайцев, прогнозируемые ---- An.**

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

## МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Паустовский А.В., Ткаченко Ю.Г., Куринная Т.В., Губин Ю.В., Христов В.Г.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, e-mail:dep65@ipms.kiev.ua

За счет технологии восстановления и состава электродов получены оптимальные с точки зрения эрозионных свойств электродные материалы на основе металлов и тугоплавких соединений, которые использованы для нанесения износо- и жаростойких электроискровых покрытий необходимой толщины. Разработанные материалы, специальное оборудование и технологии позволили расширить реализацию процесса электроэрозионного упрочнения и восстановления изношенных деталей технологического оборудования на заводах машиностроительного и металлургического профиля, для продолжения ресурса их работы. Объекты исследования – электродные материалы на основе сплавов систем Ni-B-Cu-Si («колмоной»), Fe-Cr, Fe-Cr-Al, Fe-Cr-Al-C, изготовленные методами порошковой металлургии и литья. Для восстановления изношенных деталей был предложен материал на основе (Ni-Ni<sub>3</sub>B-Si-Cu). Этот материал позволяет нанести слой электроискрового покрытия до 1,8 мм. Разработанный материал можно отнести к сплавам типа «колмоной». Были разработаны технологии получения порошковых смесей и спекания систем WC-«колмоной» с разным соотношением компонентов. Исследована кинетика электроэрозионного легирования, определен коэффициент массопереноса, твердость, износостойкость полученных покрытий. Определена их зависимость от фазового состава и структурного состояния. Электроискровую обработку поверхности стали 45 разработанными сплавами «колмоной-WC» проводили на установке «ЭЛИТРОН-52» на нулевом режиме при напряжении 100 В, энергии импульса  $E_{имп} = 7,5$  Дж. Массоперенос измеряли путем взвешивания образцов на аналитических весах с точностью 0,05–0,1 г. Значения массопереноса для электродов с разным содержанием WC (от 10 до 70% (мас.)) менялись соответственно от 2,3 до 0,49 г/см<sup>2</sup> с максимумом 2,7 при содержании 25% (мас.) WC. Сплав с 70% WC дает еще большую твердость 8,7 ГПа, но его перенос в 5 раз

меньше, чем сплава «колмоной». Проведенные исследования показали, что меняя соотношения компонентов в сплаве «колмоной-WC» можно получать соответственно с потребностями разные значения толщины покрытия и его твердости. Разработанные сплавы рекомендованы для восстановления изношенных деталей из конструкционных сталей. Сплав «колмоной»-WC использован на предприятии для восстановления штоков шахтных гидростоек, которые эксплуатируются во влажной среде и при длительной эксплуатации на поверхности штока в местах контакта с нижней и верхней опорой стойки образуются точечные каверны. Электроэрозионная ликвидация каверн с использованием сплава «колмоной»-WC с последующим выглаживанием используется вместо использованной в данное время наплавки всей поверхности штока с последующей механической обработкой. На предприятии "Товариство реалізації інженерних задач" (г. Сумы) метод электроискровой обработки и электродный материал системы «колмоной»-WC были использованы для упрочнения и восстановления деталей компрессорного и насосного оборудования для реализации индивидуальной технологии для конкретных деталей. Технологией предусмотрена прецизионная механическая обработка деталей после нанесения электроискрового покрытия. Электродный материал «колмоной»-50%WC был использован на НПП «Электромаш» (г. Сумы) для локального упрочнения лемехов плугов, восстановления валков прокатных станов и посадочных мест промышленных вентиляторов. Полученные практические результаты свидетельствуют, что внедрение технологии электроискровой обработки и новых электродных материалов существенно уменьшает затраты, связанные с ремонтом оборудования. Стоимость восстановления изношенных деталей (в зависимости от типа и размера) составляет 5–10% от стоимости новых.

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

## СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДНЫХ НАНОСТРУКТУР

**Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В.**

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

Слабо агрегированные нитридные наночастицы, произведенные современными методами, при соответствующих условиях их формирования и консолидации позволяют изготавливать изделия с плотностью, близкой к теоретической, и средним размером зерен менее 100 нм.

Многочисленные способы синтеза нанопорошков и других наноструктур нитридов можно разделить на три группы: химические, физические и механические.

Химические методы. Наиболее простыми и дешевыми технологиями получения высокодисперсных порошков нитридов Si, Ti, Al и др. являются: плазмохимический синтез, термическое разложение и восстановление, само распространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Например, синтез нанокристаллического TiN с кубической кристаллической решеткой выполняют в высокоскоростной импульсной струе плотной эрозионной плазмы. Регулируемый диапазон размера сферических или осколочных частиц находится в пределах 30–300 нм. Нитриды Si, Ti, Al, BN дисперсностью менее 100 нм получают карботермическим или карбонитридным способами.

При карботермическом восстановлении при температуре 1100–1300 °С синтезируют TiN с размером частичек 20–30 нм. BN в виде наноразмерных трубок и пластин (размер от 30 до 300 нм) получен при температуре 1000–1450 °С. Этим же методом получают агрегированные частицы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с размерами 100–300 нм также.

Методом СВС производят чистые нитридные и композиционные нанопорошки систем Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-CrN, TiN-AlN, AlN-ZrN и др.

Химические методы, как правило, более универсальны и производительны, но управление составом, размерами и формой частиц легче осуществляется при применении физических способов.

Физические способы (испарение-конденсация или газофазный синтез) основаны на испарении исходных компонентов (с помощью плазмы, лазера, электрической дуги, пропусканием электрического тока через

проволоку и другими способами.) и последующей конденсации в реакторах.

Самым простым и распространенным методом изготовления порошков и других структур с дисперсностью в наноразмерном диапазоне является газофазный синтез (CVD) и (PVD). Электровзрывом проводников из металлов Al, Ti, Cr, VN, Mo или их сплавов в азоте можно получать порошки нужного состава с размерами от 50 нм до 100 мкм.

Ряд технологий являются общими для производства наноструктур металлических нитридов и карбидов. К ним относятся методы, основанные на растворимых, метатезисных (твердофазных), электрохимических реакциях, использовании органических прекурсоров. Их используют при синтезе нанопорошков нитридов VN, CrN, GaN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, TiN, AlN, BN. Порошки W<sub>2</sub>N, CrN, TiN, GaN, VN, NbN с размерами частиц 50–200 нм и удельной поверхностью в диапазоне 20–200 м<sup>2</sup>/г изготавливают так называемым карбидно-стеклянным методом.

Механическое диспергирование является высокопроизводительным способом изготовления больших количеств порошков различных нитридов с минимальным размером частичек 5-15 нм. Разновидностью такого процесса выступает механосинтез или механическое легирование. Таким образом, синтезируют композиционные нитридные порошки и дисперсно-упрочненных материалов с размерами от 5 до 15 нм.

Порошки сфалеритной модификации BN с дисперсностью 10–40 нм и удельной поверхностью 100–150 м<sup>2</sup>/г получают в условиях ударного сжатия при температуре 3000 К.

Некоторые из перечисленных способов изготовления порошков нитридов используют и при изготовлении различных наноструктур: нановолокон, вискероов, нанопроволок, нанотрубок, анионов, наносуов. Введение в нитриды или металлы (сплавы) таких структур приводит к повышению физико-механических и функциональных свойств полученных композитов.

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

## ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ

**Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В.**

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

Развитие современной техники невозможно без применения новых высокоэффективных материалов, предназначенных для работы в экстремальных условиях. Среди них ведущее положение занимают, соединения химических элементов с азотом – нитриды. Многие из них наряду с высокими механической прочностью и тугоплавкостью обладают физико-электрическими свойствами, сохраняемыми до высоких температур, высокой термостойкостью при резких и частых сменах температуры, стойкостью в жидких, газовых и расплавленных химических реагентах в металлах и сплавах.

Наибольшее применение в технике и других областях производства находят нитриды кремния, титана, алюминия и бора.

В данном докладе обобщены результаты исследований авторов и информация из научной литературы других авторов, которые изучают свойства перечисленных и других нитридов. Описаны технологии и свойства следующих материалов: системы, содержащие оксиды, карбиды, нитриды, силициды, соединения титана и лития, наноструктуры углерода и его соединений, а также многослойные композиты, наноламинаты, композиты с металлической связкой (Ni, Cr, Ni<sup>+</sup>, Mo, Cr-Ni сплавы).

Каждому из исследованных материалов присущен свой уникальный комплекс свойств. Так, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> имеет самую высокую прочность, термо- и химическую стойкость. Это позволяет использовать его в тяжело нагруженных подшипниках автомобилей и турбин, в черной и цветной металлургии, электротехнике и медицине.

TiN обладает более низкими по сравнению с Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> прочностными свойствами, но имеет более высокие твердость и модуль упругости, износ- и химическую стойкость. Его применяют для изготовления ответственных деталей в машиностроении, металлургии, химии. Но наиболее эффективен он в качестве защитных, износостойких и декоративных покрытий на различных инструментах и деталях, в бижутерии и стоматологии.

Особенностями AlN являются умеренные механические характеристики, низкий коэффициент термического расширения, высокий уровень теплопроводности и электрического сопротивления. Он характеризуется также необходимым комплексом диэлектрических свойств, нетоксичностью и относительно низкой ценой.

Композиты на основе нитрида алюминия используют в качестве конструкционных, трибологических теплопроводных, полупроводниковых, электроизоляционных и диэлектрических материалов.

В последние годы возрос интерес и к другим, кроме описанных выше, нитридам. Их получают в объемном состоянии, а также в виде пленок со специальными характеристиками и долговечных покрытий (ZrN, CrN). Некоторые из них находят применение в качестве тугоплавких материалов (VN, TaN, ZrN) в накопителях водорода (Li<sub>3</sub>N), полупроводниковых устройствах (GaN, InN), в катализаторах и фотокатализаторах (Ta<sub>3</sub>N<sub>5</sub>, GaN, ZrN, InN, TaON), экранах в электронно-лучевых трубках, сенсорах, оптических устройствах, транзисторах (GaN, InN, ZrN). Мононитриды урана и плутония рассматривают как основу топлива для ядерных реакторов нового поколения.

Ряд металлических нитридов являются резистивными материалами с электронной проводимостью, некоторые нитриды (ZrN, NbN, CrN, TiN, VN, Mo<sub>2</sub>N, Co<sub>3</sub>Mo<sub>3</sub>N, β-Mo<sub>2</sub>N<sub>0,78</sub>) рассматривают как перспективные материалы для изготовления электродов в электролитических преобразователях ветровой, солнечной, приливной энергии.

В последние 10 лет синтезированы 19 нитридов, которые обогащены азотом в разной степени (это нитриды Zr, Gf, Nb, Mo, W, Os, Ir, Pt, Pd).

Изучение некоторых представителей этой группы нитридов подтвердило прогнозы об их необычных физико-механических, электронных, электрофизических и других свойств.

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

## ТЕРМОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ni-Ce

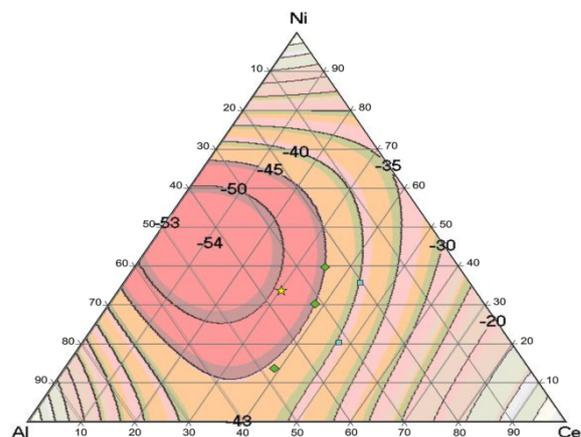
**Суботенко П.М., Кудин В.Г., Иванов М.И., Романова Л.О., Судацова В.С.**

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, E-mail: [sud@materials.kiev.ua](mailto:sud@materials.kiev.ua)

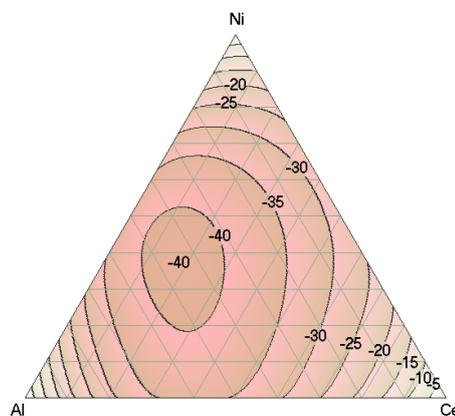
Мы впервые исследовали термодинамические свойства расплавов системы Al-Ni-Ce вдоль четырех лучевых сечений с  $X_{Al}/X_{Ce} = 0,4 / 0,65; 0,55 / 0,45$  при  $T = 1800$  К;  $X_{Ni}/X_{Ce} = 0,45 / 0,55$  при  $T = 1430$  К и  $X_{Al}/X_{Ni} = 0,73 / 0,27$  при  $T = 1957$  К. Установлено, что сплавы всех сечений образуются с выделением теплоты. Это коррелирует с тем, что в данной системе образуется большое количество тройных интерметаллидов.

Чтобы подтвердить достоверность полученных энтальпий смешения расплавов в данной системе мы рассчитали их при 1770 К по модели Редлиха-Кистера, (рис. 1). Видно, что рассчитанные и экспериментальные энтальпии смешения изученных расплавов очень хорошо согласуются между собой. Это свидетельствует о том, что учет тройного взаимодействия позволил получить хорошее совпадение с экспериментальными результатами, которые определены при не очень высоких температурах (1400–1770 К). Показано, что минимум  $\Delta H$  тройных расплавов приходится на область концентраций сплавов, находящихся вблизи соединения NiAl и составляет  $-54$  кДж/моль. Мы также рассчитали энергии Гиббса и энтропии смешения активности, компонентов жидких сплавов Al-Ni-Ce (рис. 2). Минимум  $\Delta G = -40$  Дж / моль,  $\Delta S = -6$  Дж / моль.К. Активности всех компонентов, как и следовало ожидать, проявляют очень большие отрицательные отклонения от закона Рауля.

Расплавы системы Al-Ni-Ce легко аморфизуются, поглощают водород и жаропрочные.



**Рис. 1. Изоэнтальпии смешения расплавов системы Al-Ni-Ce при 1770 К (линии- расчет по модели Редлиха-Кистера, точки - наши экспериментальные данные).**



**Рис. 2. Интегральные энергии смешения Гиббса расплавов системы Al-Ni-Ce при 1770 К.**

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

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ЗАКАЛЕННЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Si

Кулак Л.Д., Шевченко О.М., Дацкевич О.В., Кузьменко Н.Н., Терещенко Т.П.

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

Сплав, имплантированный в физиологическую среду организма, должен быть биологически инертным. Кроме того, материалы для имплантов должны иметь высокие механические характеристики: твердость, прочность и др. В связи с этим большое внимание уделяется исследованию новых биосовместимых сплавов на основе системы Ti-Nb-Si, в которых оптимальное сочетание прочности и пластичности достигается за счет твердорастворного упрочнения и дисперсионного твердения. Свойства данных сплавов в значительной мере определяются содержанием кремния, а также морфологией и распределением силицидов.

Ранее было проведено исследование сплавов Ti-Nb-Si с содержанием кремния < 2% (мас.) с целью оптимизации структуры и, как следствие, механических характеристик [1]. Однако до сих пор остаются невыясненными тип образующихся силицидов, процессы их выделения и растворения в ходе получения и термообработки этого класса сплавов, что и являлось целью данной работы.

Более углубленное исследование структуры после закалки выполнялось методами световой, электронной просвечивающей и растровой микроскопии на сплавах Ti-18Nb-xSi, полученных электродуговой плавкой в атмосфере аргона. Проводился также рентгенофазовый анализ и измерение твердости HRC.

При закалке литых сплавов Ti-18Nb-xSi после выдержки на 1000 °C сохраняются первичные зерна с выделениями крупных силицидов по границам и более мелких в теле зерна. Выделение силицидов приводит к перераспределению кремния в окружающем твердом растворе, в результате чего вдоль границ формируется практически свободная от силицидов зона шириной приблизительно от 5 до 10 мкм, которая состоит из дисперсных мартенситных пластин и остаточной высокотемпературной β-фазы. Температура закалки 1000 °C недостаточна для растворения первичных силицидов и перевода большей части кремния в твердый раствор, поэтому твердость сплавов остается сравнительно низкой.

Согласно данным рентгенофазового анализа сплавы Ti-18Nb-xSi после закалки с температуры 1100 °C содержат α" и β фазы, а также силициды Ti<sub>3</sub>Si. В микроструктуре сплавов крупные силициды находятся преимущественно на границах зерен и отдельные вблизи границ. В самих зернах можно заметить более мелкие выделения. Количественный микроанализ крупных силицидов на границах зерен показал: их состав в атомных процентах, записанный в виде химической формулы, выглядит как (Ti,Nb)<sub>76</sub>Si<sub>24</sub>, что соответствует сложному силициду (Ti,Nb)<sub>3</sub>Si. Если же рассчитать атомные доли титана и ниобия в металлической части силицида, их соотношение будет таким: (Ti<sub>0,81</sub>Nb<sub>0,19</sub>)<sub>3</sub>Si. То есть можно утверждать, что в силицидах Ti<sub>3</sub>Si, которые выделяются в сплавах Ti-18Nb-xSi, до 20% атомов Ti замещаются атомами Nb.

Нагрев сплавов Ti-18Nb-xSi до температуры закалки 1200 °C приводит к практически полному растворению силицидов (Ti, Nb)<sub>3</sub>Si. Кремний переходит в твердый раствор, упрочняя, таким образом, матрицу, но в твердом растворе, по границам мартенситных пластин присутствуют очень дисперсные < 1 мкм выделения силицидов. Можно полагать, что это вторичные силициды, которые образовались при охлаждении в твердом состоянии по эвтектоидной реакции. Это указывает на нестабильность мартенситной структуры, в результате которой происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением силицидной фазы уже при закалке. Наблюдается также рост зерен; зерна при этом равноосные, их границы тонкие, практически чистые от выделений. Увеличивается количество мартенсита. Морфология мартенсита меняется: пластины укрупняются; первичные, не встречая препятствий для роста, достигают размеров зерна. В результате происходящих процессов твердость сплавов Ti-18Nb-xSi, закаленных с температуры 1200 °C, несколько возрастает.

1. Шевченко О.М., Кулак Л.Д., Фирстов С.А. и др. Оптимизация состава и термообработки литых биосовместимых сплавов Ti-18Nb-xSi // Доповіді НАНУ. – 2016. – № 2. – С. 63-69.

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

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

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

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [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

Система  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$  является перспективной для разработки новых материалов ионных проводников, теплозащитных покрытий и оптически прозрачной керамики. Легирование оксида иттрия оксидами РЗЭ позволяет получать материалы с уникальными оптическими, люминесцентными и диэлектрическими свойствами. Наряду с изотропными кубическими поликристаллами интерес представляют анизотропные поликристаллические матрицы в качестве более эффективных лазерных сред, а также текстурированных ионных проводников с повышенной проводимостью.

Фазовые равновесия в тройной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$  ранее изучены не были. Ограничивающие двойные системы  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$  изучены в широком интервале температур (1300-2400 °С) и концентраций достаточно надежно.

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  $\text{LaYbO}_3$  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. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

Для системы  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$  при 1500 °С характерно присутствие твердых растворов на основе А- $\text{La}_2\text{O}_3$  в интервале от 0 до 9 мол.%  $\text{Yb}_2\text{O}_3$ , С- $\text{Yb}_2\text{O}_3$  в интервале от 98 до 100 мол.%  $\text{Yb}_2\text{O}_3$  и  $\text{LaYbO}_3$  (R) - от 48 до 56 мол.%  $\text{Yb}_2\text{O}_3$ , которые разделяют широкие гетерогенные области (А + R) в интервале 9-48 мол. %  $\text{Yb}_2\text{O}_3$  и (С + R) в интервале 56-98 мол. %  $\text{Yb}_2\text{O}_3$ .

В системе  $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$  при 1500 °С образуется непрерывный ряд твердых

растворов на основе кубической (С) модификации оксидов РЗЭ.

В настоящей работе с помощью методов рентгенофазового анализа и петрографии впервые исследованы фазовые соотношения и физико-химические свойства фаз, образующихся в тройной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$  при температуре 1500 °С (50 ч) на воздухе во всем концентрационном интервале. В качестве исходных веществ использовали  $\text{La}_2\text{O}_3$  марки ЛаО-1,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  марки ИТо1,  $\text{Yb}_2\text{O}_3$  с содержанием основного компонента 99,99% и азотную кислоту марки ЧДА. Составы готовили с концентрационным шагом 1-5 мол. % из растворов нитратов выпариванием с последующим разложением нитратов на оксиды путем прокаливании при 800 °С (2 ч). Порошки прессовали в таблетки диаметром 5 и высотой 4 мм под давлением 10 МПа. Образцы подвергали двухступенчатой термообработке: в печи с нагревателями Н23У5Т (фехраль) при 1100 °С (246 ч) и в печи с нагревателями из дисилицида молибдена ( $\text{MoSi}_2$ ) при 1500 °С (50 ч) на воздухе. Скорость подъема температуры составляла 3,5 град/мин.

Характер фазовых равновесий в тройной системе  $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$  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 упорядоченных фаз, кристаллизующихся в структуре типа перовскита с ромбическими искажениями  $\text{LaYbO}_3$  и  $\text{LaYbO}_3$  (R). Наибольшую протяженность имеют области гомогенности непрерывных твердых растворов на основе кубической (С) модификации оксидов  $\text{Y}_2\text{O}_3(\text{Yb}_2\text{O}_3)$  и R фазы.

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

# СЕКЦИЯ Е. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ В НАТУРНЫХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## МЕХАНИЗМ ИЗНОСА ТОРЦОВЫХ УПЛОТНЕНИЙ РЕЛИТОВЫХ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ПОГРУЖНОМ ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИИ

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

ООО НПФ "Технология-2000",

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

По сроку службы, надежности и трибохимической стойкости торцовые уплотнения релитовые (ТУР) являются наиболее надежными и эффективными устройствами, позволяющими герметизировать вращающиеся валы.

ТУР находят широкое применение в электробурах, погружных электродвигателях, химических аппаратах, турбогенераторах и других отраслях промышленности.

Проведены теоретические и экспериментальные исследования возможности применения композиционных материалов для пары трения ТУР, изготовленных методом порошковой металлургии. Подобраны порошковые материалы для них, изучены методы изготовления ТУР, выполненных из релита (карбид вольфрама) марки "3"-3 и медной основы, и изучено поведение пары трения в сложных динамических условиях эксплуатации ПЭД и электробуров на промыслах.

Износ ТУР наиболее интенсивно происходит со стороны подвода, как промывочной жидкости, так и добывающей нефтяной и почти не ощутим со стороны подвода масла. Форма износа рабочих поверхностей торцов в нормальном сечении имеет вид клина. Клиновидная щель, образующаяся в процессе износа торцов со стороны подводящей жидкости, (буровой раствор или добывающая нефть) с течением времени увеличивается вглубь стыка торцов и по углу клина.

При анализе рабочей поверхности изношенного ТУР видны три зоны (пояска), отличающиеся по характеру износа. Первая зона со стороны подвода масла имеет следующие характерные особенности: поверхность этой зоны покрыта мельчайшими кольцевыми рисками, которые слабо просматриваются при 18-кратном увеличении под определенным углом освещения. Зерна карбида вольфрама слегка плакированы медью. Медь в этой зоне пожелтевшая и находится в одной плоскости с зернами карбида вольфрама. Вторая зона, переходная, не имеет кольцевых рисок, зерна карбида вольфрама чисты, медь светлая. Третья зона – зона износа рабочего пояска, не способная обеспечить уплотнение. Зерна карбида вольфрама выступают из медной связки, а последняя выработана тем глубже, чем дальше

удалена от второй зоны. Острые узлы зерен карбида скруглены. Третья зона имеет большое количество выпавших зерен, что вызвано износом медной связки. С течением времени износ 3-й зоны распространяется на всю ширину рабочей поверхности ТУР, что приводит к его отказу.

Механизм износа может быть объяснен следующим образом. Как известно, в процессе работы зазор стыка ТУР постоянно изменяется по величине, что объясняется волнистостью рабочих поверхностей. При этом частота изменения величины зазора совпадает с частотой вращения вала. Очевидно, характер износа обусловлен гидродинамическими процессами, происходящими в зазоре ТУР.

Исходя из выше изложенного, можно объяснить износ торцов во всех стадиях. Наличие кольцевых рисок в первой зоне свидетельствует о преимущественном граничном трении, а отсутствие этих рисок во второй зоне свидетельствует о наличии в этой зоне агрессивной жидкости. Клинообразный износ третьей зоны объясняется постепенным проникновением жидкости вглубь стыка торцов и продолжительностью их работы в агрессивной среде. При увеличении зазора за счет износа до размеров твердых составляющих раствора происходит их попадание в зазор и более интенсивное разрушение поверхности, что говорит о переходе от гидроэрозии к гидроабразивной эрозии.

Большой по глубине износ медной связки по сравнению с зернами карбида вольфрама объясняется ее высокой химической активностью.

Повысить работоспособность ТУР можно, предотвратив попадание агрессивной среды в зазор ТУР. Уменьшение попадания раствора в зазор достигается за счет более полного заполнения зазора маслом, для чего необходимо стремиться к снижению вязкости масла и повышению его избыточного давления. Кроме того, масло с более низкой вязкостью предпочтительнее, так как основным видом трения в торцовой паре является граничное. При граничном виде трения целесообразно для лучшего отвода тепла использовать маловязкие масла с наличием присадок из поверхностноактивных веществ.

# СЕКЦИЯ Е. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ В НАТУРНЫХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

## КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ АНОДНОГО ОКИСЛЕНИЯ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ $AlB_{12}$ - $AlN$ В РАСТВОРЕ 3% $NaCl$

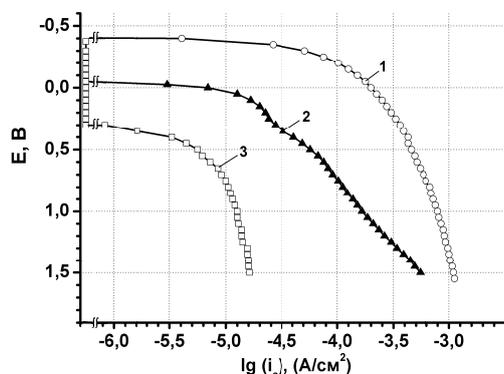
**Швец В.А., Талаш В.Н., Муратов В.Б., Руденко Ю.Б.**

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

Додекаборид алюминия  $AlB_{12}$  является жаростойким, износостойким материалом, обладающим высокой твердостью. Эти свойства делают его перспективным для создания композиционных материалов бронезащиты техники и личного состава, средств радиационной защиты при хранении и транспортировке ядерного топлива [1].

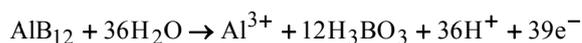
Нитрид алюминия  $AlN$  представляет собой неэлектропроводный инертный, износ- и жаростойкий материал, достаточно востребованный в производстве композитов и жаропрочных изделий [2].

Образцы  $AlB_{12}$  и композиты на его основе, имеющие состав  $75\%AlB_{12}$ - $25\%AlN$  и  $25\%AlB_{12}$ - $75\%AlN$ , получали методом горячего прессования из соответствующих нанопорошков, синтезированных в ИПМ НАН Украины.  $AlB_{12}$  во всех исследуемых материалах находится в виде  $\alpha$ -модификации тетрагональной структуры. Кинетику электролитического окисления материалов изучали методом получения анодных поляризационных кривых в растворе 3%  $NaCl$  (рН 7) на потенциостате ПИ-50-1 (рис.). Потенциалы измеряли относительно стандартно насыщенного хлорсеребряного электрода сравнения.



**Рис. – Анодные поляризационные кривые в растворе 3%  $NaCl$  образцов:  $AlB_{12}$  (1),  $75\% AlB_{12}$ -  $25\% AlN$  (2),  $25\% AlB_{12}$ -  $75\% AlN$  (3)**

Из хода кривой 1 следует, что  $AlB_{12}$  окисляется наиболее активно в сравнении с остальными исследуемыми образцами и, вследствие этого, имеет самую продолжительную область активного растворения от стационарного потенциала  $E_{ст} = -0,405$  В до  $E = 0,00$  В. Указанная область завершается также самыми высокими значениями анодного тока ( $lg i_a = -3,75$  А/см<sup>2</sup>). Механизм этого процесса может быть представлен в виде уравнения реакции:



При анодной поляризации композита  $75\%AlB_{12}$ - $25\%AlN$  (кривая 2) скорость процесса окисления значительно меньше, чем в случае  $AlB_{12}$ , что связано с введением в состав данного композита неэлектропроводного, инертного  $AlN$ . Здесь область активного растворения менее продолжительная и оканчивается при меньших (~ в 10 раз) значениях анодного тока. Дальнейшее повышение содержания  $AlN$  до 75% в композитах системы  $AlB_{12}$ - $AlN$  приводит к образованию, в начальной стадии процесса, защитной пассивирующей пленки, что препятствует окислению и придает данному композиту высокую коррозионную стойкость.

Таким образом, в результате анодного окисления в растворе 3%  $NaCl$  додекаборида алюминия  $AlB_{12}$  и композитов системы  $AlB_{12}$ - $AlN$  было установлено, что более стойким при окислении является состав  $25\%AlB_{12}$ - $75\%AlN$  за счет образования пассивирующей поверхностной пленки. Представлен механизм процесса окисления  $AlB_{12}$  – самого активного компонента исследованных композитов.

1. Кислый П.С. Бориды алюминия/ Кислый П.С., Неронов В.А., и др. – К.: Наукова думка, 1992. –192 с.
2. Albinde F. Technische Keramik-eine Herausforderung// Keram. Z. – 1988. –40, №5. –Р. 312-318.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## АБЛЯЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ЗУБНОЙ ТКАНИ ИЗЛУЧЕНИЕМ НА ДЛИНЕ ВОЛНЫ 0,53 и 1,06 мкм

**Ануфрик С.С., Володенков А.П., Зноско К.Ф.**

Гродненский государственный университет им. Я.Купалы,  
ул. Ожешко, 22, Гродно, 230023, Беларусь, [Anufrik@grsu.by](mailto:Anufrik@grsu.by)

Выполнено экспериментальное исследование по обработке зубной ткани (эмали и зубного камня) излучением на длине волны 0,53 мкм и 1,06 мкм. Для исследования комбинированного воздействия был использован лазер «Лотис». Длительность импульса лазерного излучения составляла 15 нс по полувысоте, а максимальная энергия 0,2 Дж. В выходном излучении лазера «Лотис» (ТП LS2147) присутствует первая и вторая гармоники излучения (длина волны 1,06 мкм и 0,53 мкм). Поэтому излучение лазера направлялось на призму, которая использовалась для пространственного разделения пучков с длинами волн 0,53 мкм и 1,06 мкм.

Образцы зубной ткани облучались при использовании частоты повторения импульсов 10 Гц серией из 1000 импульсов. Лазерное излучение фокусировалось на поверхность образцов линзой с фокусным расстоянием 237 мм. Диаметр и глубина кратеров определялась при помощи микроскопа.

Исследована зависимость глубины кратера в зубной эмали и в зубном камне в зависимости от плотности энергии излучения и от плотности мощности лазерного импульса на длине волны 0,53 мкм. Установлено, что порог абляции зубной эмали составляет 4 Дж (260 МВт/см<sup>2</sup>), а порог абляции зубного камня составляет 1 Дж/см<sup>2</sup> (65 МВт/см<sup>2</sup>). Зубной камень может эффективно удаляться с поверхности эмали при плотности энергии ~ 1-4 Дж/см<sup>2</sup>.

Исследована зависимость удельной энергии испарения зубной ткани от плотности мощности на длине волны 0,53 мкм. Установлено, что удельная энергия испарения зубного камня имеет минимум 160 кДж/см<sup>3</sup> при плотности мощности 800 МВт/см<sup>2</sup>. Установлено, что удельная энергия испарения зубной эмали имеет минимум 630 кДж/см<sup>3</sup> при плотности мощности 1200 МВт/см<sup>2</sup>.

Исследована зависимость глубины кратера в зубной эмали и в зубном камне в зависимости от плотности энергии излучения и от плотности мощности на длине волны 1,06 мкм. Установлено, что порог абляции зубной эмали составляет 12 Дж (800 МВт/см<sup>2</sup>), а порог абляции зубного камня составляет 3 Дж/см<sup>2</sup> (200 МВт/см<sup>2</sup>). Зубной камень может эффективно удаляться с поверхности эмали при плотности энергии ~3-12 Дж/см<sup>2</sup>.

Исследована зависимость удельной энергии испарения зубной ткани от плотности мощности на длине волны 1,06 мкм. Установлено, что удельная энергия испарения зубного камня имеет минимум 450 кДж/см<sup>3</sup> при плотности мощности 400 МВт/см<sup>2</sup>. Установлено, что удельная энергия испарения зубной эмали имеет минимум 1270 кДж/см<sup>3</sup> при плотности мощности 1200 МВт/см<sup>2</sup>.

Таким образом, применение лазера с более короткой длиной волны приводит к снижению пороговой величины плотности энергии абляции зубной эмали с 12 Дж/см<sup>2</sup> до 4 Дж/см<sup>2</sup>, а пороговая величина плотности энергии абляции зубного камня снижается с 3 Дж/см<sup>2</sup> до 1 Дж/см<sup>2</sup>.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ

**Липян Е.В., Сизоненко О.Н., Торпаков А.С.**

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,  
пр. Богоявленский (Октябрьский), 43А, Николаев, Украина, [lypian@ukr.net](mailto:lypian@ukr.net)

Анализ работ, посвященных применению высоковольтной электроразрядной (ВЭР) обработки порошков, показывает, что для интенсификации воздействия применяются в основном технологические решения, такие как применение многоэлектродных систем, классификаторов, нескольких соединенных камер, изменение геометрии днища и стенок камеры, и т. п., направленные на увеличение общего количества обрабатываемого порошка или отдельной его фракции. При этом недостаточное внимание уделено вопросу выявления закономерностей пространственного распределения частиц в камере с учетом физических свойств порошка и рабочей жидкости, что позволило бы подойти к вопросу управления эффективностью процесса обработки.

**Целью** данной работы является установление закономерности пространственного распределения дисперсных частиц в рабочей жидкости при ВЭР обработке порошков для управления воздействием и повышения эффективности технологии.

На основании общих закономерностей седиментации, характерных для всех свобододисперсных систем, в которых движение частиц не осложнено их агрегацией, были получены расчетные зависимости скорости оседания частиц порошков в воде и керосине, а также построено распределение частиц порошка по высоте разрядной камеры от их размеров и времени. Полученные результаты позволяют в каждый момент времени после единичного ВЭР оценить вероятность нахождения в определенном слое рабочей жидкости частиц определенного материала, имеющих размеры в заданном размерном диапазоне.

Результаты теоретических исследований показали, что для повышения эффективности высоковольтной импульсной обработки порошков необходимо обеспечить

наличие обрабатываемых частиц порошков в зоне максимального давления волны сжатия (перпендикулярной плоскости канала разряда), что возможно выполнить при регулировании частоты следования импульсов с учетом седиментационной способности частиц порошка.

Для проверки правомерности результатов теоретических исследований было проведено экспериментальное исследование связи частоты следования электрических разрядов с эффективностью диспергирования порошков керамики и металлов при их ВЭР обработке на примере карбида кремния и титана в воде и керосине.

Установлено, что изменение частоты следования импульсов с учетом полученных закономерностей при высоковольтной импульсной обработке позволяет управлять эффективностью воздействия на частицы порошков с точки зрения изменения их дисперсности.

**Выводы.** На основе моделирования осаждения частиц порошков установлены закономерности пространственного распределения дисперсных частиц в рабочей жидкости в зависимости от материала порошка, его дисперсности и типа жидкости.

Экспериментально установлено, что для повышения эффективности высоковольтной импульсной обработки порошков необходимо обеспечить наличие обрабатываемых частиц порошков в зоне экваториального пикового давления волны сжатия.

Управление процессом воздействия за счет изменения частоты следования импульсов в процессе обработки позволяет значительно повысить эффективность технологии высоковольтной электроразрядной обработки порошков.

*Работа выполнена при частичной поддержке Гранта НАН Украины научно-исследовательских работ молодых ученых в 2016 г. (тема № II-18-15, № ГР 0115U003864).*

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## ОСОБЕННОСТИ ИСКРО-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Fe – Ti – C – (B)

**Присташ Н.С., Сизоненко О.Н, Зайченко А.Д., Коваленко А.А.**

Институт Импульсных процессов и технологий НАН Украины,  
пр. Богоявленский (Октябрьский), 43а, Николаев, Украина, [sizonenko43@rambler.ru](mailto:sizonenko43@rambler.ru)

Современная промышленность нуждается в конструкционных материалах с высокими показателями твердости и износостойкости, которые заменили бы дорогостоящие вольфрамсодержащие материалы. В институте импульсных процессов и технологий НАН Украины разработана технология получения карбидосталей систем Fe – Ti – C и Fe – Ti – C – B с показателями твердости и износостойкости близкими к вольфрамсодержащим сплавам, путем изменения дисперсности и фазового состава исходных порошков при помощи высоковольтной электроразрядной (ВЭР) обработки в углеводородной жидкости и их последующего искро-плазменного спекания (ИПС).

Известно, что в порошковых компактах физико-механические и функциональные свойства в значительной мере зависят от пористости и зеренной структуры, а метод ИПС обеспечивает ускоренную консолидацию порошковых материалов и во многих случаях ограничивает рост зерен по сравнению с традиционными методами спекания. Поэтому изучение влияния скорости нагрева при ИПС консолидации на структуру и свойства дисперсно-упрочненных материалов на основе системы Fe – Ti – C – (B) является актуальной задачей.

**Цель** данной работы – установить закономерности влияния скорости нагрева в диапазоне от 10 °C/c до 20 °C/c при ИПС на структуру и свойства дисперсно-упрочненных материалов на основе системы Fe – Ti – C – (B).

В процессе ИПС со скоростью нагрева 10 °C/c и изотермической выдержкой при 1100 °C в течении 180 секунд средний размер зерна матрицы в системе Fe – Ti – C увеличивается с 0,5 до ~3,5 мкм, а в системе Fe – Ti – C – B с 0,5 до ~2,5 мкм. Увеличение скорости нагрева до 20 °C/c позволило уменьшить средний размер зерна матрицы в системе Fe – Ti – C до ~2,3 мкм, а в системе Fe – Ti – C – B до ~1,5 мкм. Однако увеличение скорости нагрева привело к

замедлению диффузионных процессов, протекающих во время ИПС, и к появлению неоднородности распределения упрочняющей фазы по объему консолидированных образцов.

Для системы Fe – Ti – C образование неоднородности в распределении карбидов привело к резкому падению твердости с 50 HRC до 30 HRC. В то же время износостойкость образцов повысилась, потеря массы при контакте с алмазным кругом составила всего 1 %, что свидетельствует о том, что скопления карбидов плотно связаны матрицей.

Однако, для образцов системы Fe – Ti – C – B наблюдается обратный эффект. Увеличение скорости нагрева привело к увеличению как твердости с 48 HRC до 70 HRC, так и износостойкости. Потеря массы для образцов, консолидированных со скоростью нагрева 20 °C/c составила 0,2 %, что в 7 раз ниже, чем у образцов стали P6M5 (твердость 60 HRC). Предполагается, что не смотря на торможение диффузионных процессов происходит распад остаточного карбида бора и интенсифицируется процесс карбидо- и боридообразования в процессе нагрева, который характеризуется выделением тепла, что подтвердили полученные в процессе эксперимента кривые нагрева.

**Выводы.** Экспериментально установлено, что увеличение скорости нагрева образцов системы Fe – Ti – C – (B) с 10 °C/c до 20 °C/c за счет увеличения скорости нарастания тока позволяет уменьшить средний размер зерна в матрице материала с ~ 3.5 мкм до ~ 2 мкм. Добавка бора (5 %) в систему Fe – Ti – C – (B) активизирует процессы карбидо- и боридообразования при ИПС консолидации в режиме со скоростью нагрева 20 °C/c и изотермической выдержкой 1100 °C в течении 180 с, что способствует увеличению твердости с 48 HRC до 70 HRC и износостойкости в 7 раз по сравнению со сталью P6M5.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ПРИ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ДИСПЕРСНУЮ СИСТЕМУ «ПОРОШОК – ЖИДКОСТЬ»

**Торпакв А.С., Сизоненко О.Н., Тафтай Э.И.**

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

Высококачественную полидисперсную шихту для металло-матричных композитов (ММК) можно получать, используя высоковольтный электрический разряд (ВЭР). Использование в качестве дисперсионной среды углеводородной жидкости (в частности, керосина) при ВЭР вызывает ее деструкцию и разложение молекул углеводородов в канале ВЭР и микроплазменных каналах между частицами порошка. Образующиеся при этом частицы наноглерода различных аллотропных форм взаимодействуют с частицами обрабатываемого порошка, в результате чего синтезируются дисперсноупрочняющие карбидные фазы. Для обеспечения эффективного диспергирования необходимо создать условия, при которых волна давления будет взаимодействовать с частицами обрабатываемого порошка, избегая дифракции, а ее амплитуда будет превышать прочностные характеристики обрабатываемого порошка. Формирование в среде ударных волн позволяет воздействовать на частицы диаметром значительно менее 1 мм, так как ширина фронта ударной волны в жидкостях не превышает 100 Å.

**Целью** данной работы является установление условий формирования ударных волн при ВЭР в дисперсной системе «порошок – жидкость» и определение связи ее амплитуды с составом дисперсной системы и параметрами разрядного контура.

Исследования влияния состава рабочей среды при ВЭР в дисперсной системе «порошок – жидкость» на амплитуду и скорость фронта волны давления выполнялись с помощью пьезоэлектрического волноводного датчика давления (ВДД). Объем рабочей жидкости в камере-реакторе составлял 5,5 дм<sup>3</sup>; в качестве рабочей среды использовались дистиллированная вода, дистиллированная вода с добавлением порошка Ti ( $d_{cp}=17$  мкм)

массой 500 г (массовое соотношение Т:Ж – 1/11), керосин, керосин с добавлением порошка Ti ( $d_{cp}=17$  мкм) массой 250 и 500 г (массовое соотношение Т:Ж 1/18 и 1/9 соответственно). Рабочее напряжение составляло 50 кВ, емкость накопителя варьировалась от 0,4 до 1,6 мкФ, разрядный промежуток составлял 28 мм для режимов с использованием дистиллированной воды и 12 мм для режимов с использованием керосина.

Добавка порошка Ti с массовым соотношением твердой и жидкой фазы 1/11 в дистиллат не оказывает существенного влияния на амплитуду волны давления, однако снижает скорость ее фронта. Добавка в керосин порошка Ti с массовым соотношением твердой и жидкой фаз 1/9 приводит к снижению амплитуды давления на ВДД в ~3 раза, а с соотношением 1/18 – в ~1,5 раза по сравнению со случаем ВЭР в керосине. Условием формирования ударных волн при ВЭР в керосине с добавлением порошка Ti концентрацией 1/9 и 1/18 при U=50 кВ является обеспечение емкости батареи накопителей не менее 0,8 мкФ и индуктивности разрядного контура не более 0,9 мкГн. Установлено существование ударных волн при ВЭР в дистиллате и в дистиллате с добавлением порошка Ti концентрацией 1/11 во всех рассмотренных режимах при U=50 кВ и емкости накопителя от 0,4 до 1,6 мкФ.

### **Выводы.**

Экспериментально установлены условия формирования ударных волн при ВЭР в дисперсной системе «порошок Ti – жидкость» и связь амплитуды и скорости фронта волны давления при ВЭР в дисперсной системе «порошок Ti – жидкость» с дисперсионной средой (керосином и дистиллированной водой), количеством дисперсной фазы и параметрами разрядного контура.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКЕ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ “КЕРОСИН–ПОРОШОК ТИТАНА”

Сизоненко О.Н., Трегуб В.А., Присташ Н.С., Торпаков А.С.

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

Одним из способов повышения физико-механических и эксплуатационных свойств композиционных материалов является подход, предусматривающий измельчение составных компонентов композитов.

В Институте импульсных процессов и технологий НАН Украины активно развивается разрядно-импульсная технология (РИТ) обработки металлических порошков высоковольтным электрическим разрядом (ВЭР) в углеводородной жидкости с целью их диспергирования, активации и синтеза карбидных и боридных дисперсноупрочняющих фаз. Термодинамические условия, возникающие в плазме межчастичных разрядов, обеспечивают возможность протекания реакций деструкции молекул углеводородной жидкости и синтеза карбидов обрабатываемых металлов. Волны сжатия-растяжения и мощные гидротоки, сопровождающие ВЭР, выполняют работу диспергирования частиц порошка и препятствуют образованию конгломератов.

Однако для дальнейшего развития технологии требуется детальное изучение совокупности физических процессов, протекающих при высоковольтном электрическом разряде в гетерогенной среде.

**Цель работы** – исследование физических процессов при высоковольтной электроразрядной обработке дисперсной системы “керосин – порошок титана”.

В работе приведены результаты математического моделирования электротеплового воздействия на частицу при высоковольтном электрическом разряде в дисперсной системе “керосин – порошок титана”. На основании результатов математического моделирования представлена гипотеза о механизме абляции металла

вследствие воздействия плазменных образований в объёме разрядной камеры на твёрдую фазу.

Результаты физического моделирования процесса ВЭР обработки порошка титана в керосине позволили установить зависимость распределения плазменных образований в межэлектродном промежутке от конфигурации электрического поля, обусловливаемое конструкцией электродной системы. Анализ полученных данных позволил предположить, что использование многоэлектродной системы, обеспечивающее равномерное распределение плазменных образований по всему объёму камеры, позволит уменьшить процентное содержание свободного углерода и увеличить количество синтезированных карбидов металлов в получаемой порошковой шихте. Данные рентгенофазного анализа и оптической микроскопии порошковых смесей после ВЭР обработки подтвердили вышеупомянутое предположение.

**Выводы.** Математическое и физическое моделирование позволило получить качественное описание совокупности физических процессов, имеющих место при ВЭР обработке дисперсной системы “керосин – порошок титана”. Разработанные рекомендации по уменьшению количества свободного углерода и увеличению процентного содержания карбида титана позволят существенно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики композиционных материалов на основе получаемой порошковой шихты.

*Работа выполнена при частичной поддержке Гранта НАН Украины научно-исследовательских работ молодых ученых в 2016 г. (тема № II-18-15, № ГР 0115U003864).*

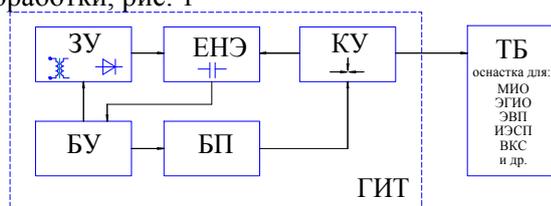
# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНО-ИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ РАЗРЯДНО-ИМПУЛЬСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В ДГТУ

**Нескоромный С.В., Стрижаков Е.Л.**

Донской государственной технический университет,  
Ростов-на-Дону, 344000, Россия, [nescoromniy@mail.ru](mailto:nescoromniy@mail.ru)

В г. Ростове-на-Дону с 70-х годов прошлого столетия разрядно-импульсными процессами (РИП) начали заниматься НИИ «Микротехника», НПП «Поток», НПП «Электроимпульс». Основное направление которых сконцентрировано на разработках технологии и оборудования. Общим для всех видов обработки является генератор импульсных токов (ГИТ), а технологический блок (ТБ) включает в себя инструмент и оснастку свойственную конкретному виду обработки, рис. 1



**Рис.1 Блок-схема разрядно-импульсного оборудования:**

**ЗУ - зарядное устройство; ЕНЭ- емкостной накопитель энергии; КУ- коммутирующие устройство; БУ –блок управления; БП блок поджига; ГИТ- генератор импульсных токов; ТБ – технологический блок.**

МИО – магнитно-импульсная обработка; ЭГИО – электрогидроимпульсная очистка; ЭВП – электровзрыв проводников; ИЭСП – импульсное электроспекание порошков; ВКС – высоковольтная конденсаторная сварка

Зарядное устройство (ЗУ) включает в себя высоковольтный трансформатор и выпрямитель и, как правило, снабжено индукционно-емкостным преобразователем, обеспечивающим равномерный ток зарядки накопителя. Емкостной накопитель энергии (ЕНЭ) представляет собой батарею низкоиндуктивных импульсных конденсаторов. Конденсаторы соединены смешанной ошиновкой – плоские шины и низкоиндуктивный коаксиальный кабель.

За период более 30 лет работы, были разработаны и внедрены установки для

космической отрасли, пищевой, приборостроения.

Энергетические параметры разработанных установок следующие: запасаемая энергия в батареях конденсаторов  $W=1\div 100\text{кДж}$ , собственная частота разряда тока  $f=1\div 100\text{кГц}$ .

Особенностью оборудования было наличие коммутирующих устройств (игнитронные и вакуумные разрядники, тиратроны) рассчитанные на токи до 500кА. Созданы универсальные и многоканальные установки, позволяющие производить разрядно-импульсную обработку на нескольких позициях от одного емкостного накопителя.

Начиная с середины 90-х годов, исследованиями РИП и разработкой технологий начали заниматься в Донском государственном техническом университете (ДГТУ). За последние 10 лет, сотрудниками ДГТУ выполнены несколько НИОКР по договорам с НИЯУ «МИФИ» (г. Москва), НПП «Поток», НПО «Торий», ООО «Райгаз», НГГТИ по реализации технологий, инструмента, оснастки и модернизации оборудования для РИП, получения охватывающих соединений.

В 2009 г. проведен НИОКР по теме: «Исследование процесса и разработка специализированного инструмента ударной конденсаторной сварки с магнитно-импульсным приводом (УКС с МИП)». По результатам которого был разработан переносной инструмент для приварки стержневых элементов. Данная разработка запатентована.

2014г.-2015г. выполнен прикладной научно-исследовательский проект МОН РФ по теме: «Исследование процесса и разработка технологии магнитно-импульсной сварки-формовки облегченных корпусов бортовых кабелей изделий транспортной и космической техники».

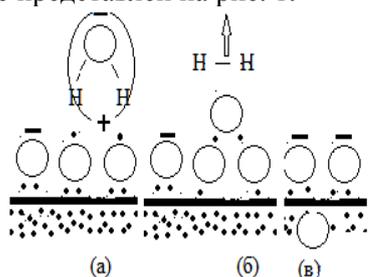
# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ УТИЛИЗАЦИИ ВОЛЬФРАМА В СТАДИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОРОДА МЕТАЛЛОПАРОВЫМ МЕТОДОМ

**Зенков В.С., Пасичный В.В.**

Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [pasich2016@ukr.net](mailto:pasich2016@ukr.net)

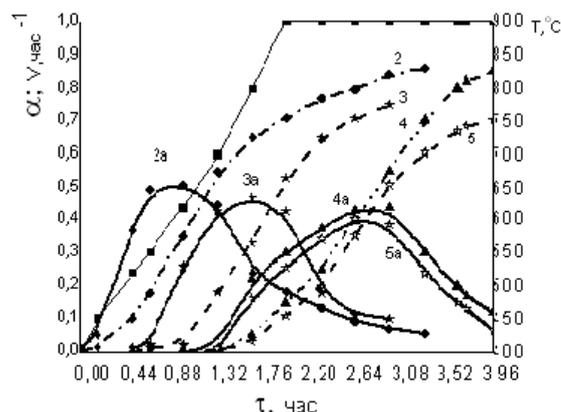
Получены кинетические данные окислительных процессов различных образцов вольфрама в парах воды в изотермических и неизотермических условиях при температурах до 800 °С. Показано, что на кинетику окислительного процесса большое влияние оказывает состояние поверхности и начальные адсорбционно – хемосорбционные стадии, которые связаны с энергетическими параметрами диссоциативной активации молекул воды на реакционной поверхности вольфрама и образующихся оксидов. Механизм адсорбционных стадий и начальной стадии образования водорода в окислительном процессе представлен на рис. 1.



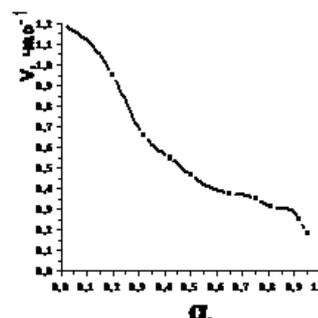
**Рис. 1. Электронный обмен в процессе химической адсорбции молекулы воды на поверхности металла с хемосорбированным кислородом.**

Поверхности металлов, имеющие минимальное сродство к кислороду, покрыта оксидной пленкой. Полярная молекула воды адсорбируется благодаря дисперсионным силам (а). В стадии хемосорбции происходит обобщение электронов металла с электронной оболочкой молекулы воды (1, б). В связи с большим сродством водорода к электрону происходит разрыв связи с кислородом и образование свободных атомов водорода (рис. 1, в).

Исследуемые в окислительном процессе получения водорода образцы вольфрама отличались по удельной поверхности и габаритам. Определены и рекомендованы основные параметры для разработки технологических схем получения водорода вольфрамо-паровым методом.



**Рис. 2. Зависимость степени окисления парами воды и скорости преобразования образцов вольфрама в неизотермическом режиме от времени: 1 – изменение температуры во времени; 2, 2а – окисление порошка; металлического вольфрама и скорость процесса соответственно; 3, 3а – проволоки диаметром 0,057; 4, 4а – диаметром 0.1 мм; 5, 5а – диаметром 0,3мм.**



**Рис. 3. Зависимость скорости окислительного процесса от степени окисления ( $\alpha$ ) порошка вольфрама парами воды ( $P_{H_2O} = 0,00432$  МПа.) при 600 °С.**

В работе рассмотрен механизм разрушения компактных образцов в интервале 400–800 °С. Данная информация полезна при разработке технологии регенерации вольфрама из вольфрамсодержащих отработанных материалов.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## КИНЕТИКА И ТЕРМОДИНАМИКА РАЗРУШЕНИЯ ВОЛЬФРАМ МЕДНОГО ПСЕВДОСПЛАВА В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ

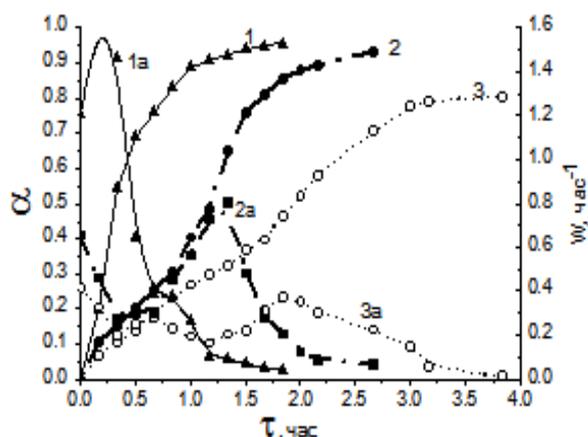
**Зенков В.С., Пасичный В.В.**

Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [pasich2016@ukr.net](mailto:pasich2016@ukr.net)

Разработка методов регенерации элементов, входящих в состав сплавов, содержащих дорогостоящие, стратегические металлы и возвращение их в производство, является актуальной задачей для многих отраслей промышленности. При разработке методики могут быть использованы реакции окисления. Эффект разрушения компактного многокомпонентного материала в окислительных процессах, с последующим разделением оксидов металлов, может использоваться в процессе утилизации.

Рассмотрены экспериментальные кинетические и термодинамические данные окислительных процессов, которые характеризуют последовательные этапы преобразования вольфрам - медного псевдосплава в окислительной среде.

На рис. 1 представлена зависимость степени и скорости окисления псевдосплава W-15 вес. %Cu от времени в изотермическом режиме.



**Рис. 1. Зависимость степени и скорости окисления, соответственно нумерации, псевдосплава медь – вольфрам от времени в среде воздуха: 1, 1a - 700 °C; 2, 2a - 600 °C; 3, 3a - 550 °C.**

Полученные кинетические и термодинамические данные дают возможность провести частичный анализ особенностей

окисления вольфрам медного псевдосплава и его составляющих. С увеличением степени окисления наблюдается ускорение процесса, связанного с объёмной деструкцией композита и улучшением доступа кислорода к частицам вольфрама. После окисления плакирующего медного покрытия кислород оксидов меди передаётся на реакционной границе раздела фаз вольфраму. Образование оксидов вольфрама способствует повышению дефектности плакирующего медьсодержащего слоя и, соответственно, увеличению скорости диффузии кислорода к реакционной поверхности окисляемого вольфрама или его низших оксидов. Приведенный маршрут процесса наиболее наглядно проявляется (рис. 1) при температурах 550 и 600 °C.



На рис. 2 показан вид исходной фольги псевдосплава до воздействия на неё кислорода воздуха и состояние псевдосплава после окисления. Фольга переходит в порошокобразное состояние, состоящее из оксидов элементов.

В представляемой работе показано влияние составляющих элементов псевдосплава, размерного фактора, развития реакционной поверхности исследуемых материалов на кинетику окислительных процессов. Выявлена необходимость корреляции диспергированием материала с технологическими параметрами окислительного процесса. Информация представляет интерес при разработке технологии регенерации вольфрама из вольфрам-содержащих материалов.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## КОМПЛЕКСНА РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧА БЕЗВІДХОДНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ ЦИРКОНІЄВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ГАРНІСАЖНОЇ ПЛАВКИ

**Кузнєцова Т.Д., Ладохін С.В.<sup>(1)</sup>, Лапшук Т.В.<sup>(1)</sup>, Карпенко І.І.<sup>(1)</sup>**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України,  
вул.Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна, [pisar@ipms.kiev.ua](mailto:pisar@ipms.kiev.ua)  
<sup>(1)</sup>Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України,  
б. Вернадського, 34/1, Київ, 03142, Україна, [e\\_luch@ptima.kiev.ua](mailto:e_luch@ptima.kiev.ua)

Розроблені в ІІМ НАНУ перспективні сплави системи Zr-Nb-Cr для ядерних реакторів нового покоління спонукали до створення ефективної промислової технології для їх виплавки. Однак, в результаті досліджень розробленої технології в подальшому була встановлена можливість її використання для виплавки серійних цирконієвих сплавів з повною утилізацією відходів виробництва.

Електронно-променева гарнісажна плавка (ЕППГ) сплавів цирконію являється ефективним методом підвищення їх якості за рахунок високого ступеню рафінування від домішок втілення та рівномірності хімічного складу при застосуванні електромагнітного переміщення (ЕМП) розплаву.

Тому дана робота була спрямована на одержання високочистих, гомогенних за хімічним складом та структурою литих заготовок серійних цирконієвих сплавів із попередньо рафінованих порівняно дешевих відходів виробництва даних сплавів, а також кальцій-термічного цирконію, методом ЕППГ та встановлення залишкової рівноважної концентрації легуючих компонентів даних сплавів після оптимізованих процесів рафінування від домішок втілення. Подальше долегування сплавів передбачається в процесі вакуумно-дугової плавки в інертній атмосфері.

Для відпрацювання режимів напівпромислового технологічного процесу виплавки перспективних цирконієвих сплавів була використана електронно променева гарнісажна установка ЕЛЛУ-4 інституту ФТІМС потужністю 250квт з використанням спеціально виготовленого для даних цілей гарнісажного тиглю з внутрішнім діаметром Ø120мм глибиною 130мм та технологічним екраном для зменшення випаровування, виготовленим із листового молібдену. За

рахунок ЕМП розплаву оптимальний злив сплаву із даного тиглю складає 3-5 кг.

Результати досліджень експериментальних сплавів системи Zr-Nb-Cr, виплавлених з відходів виробництва сплаву Э-110 в напівпромисловій установці ЭЛЛУ-4 (на базі ІСВ 004) інституту ФТІМС НАНУ, показали високу гомогенність і чистоту сплавів, одержаних із використанням відходів, по домішкам втілення ( $O < 0,1\%$ ,  $N < 0,007\%$ ,  $C < 0,05\%$ ,  $H < 0,001\%$ ), що відповідає ТУ-95-166-73. Встановлений також рівноважний залишковий вміст перспективних легуючих компонентів цирконієвих сплавів – Nb, Fe, Cr, Al при оптимальних режимах рафінування (питомій потужності  $W/S=0,4-0,5\text{кВт/см}^2$ , часу рафінування – 3-5хв.), які забезпечують допустимий по ТУ вміст O, N, C, H. Залишкова кількість легуючих компонентів в сплавах даної системи після рафінування відходів по оптимальним параметрам змінюється: Cr - з 2% до 0,2-0,3%; Al - з 3% до 1,5-1,7%; Fe- з 2% до 1,2-1,3%; Nb – з 1% до 1,05-1,1%

Одержані дані являються методично визначальними при розробці комплексної безвідходної технології виплавки сплавів системи Zr-Nb.

Рекомендована комплексна технологічна схема виплавки перспективних сплавів для ядерної енергетики систем Zr-Nb-Cr та Zr-Nb в промислових умовах з повним використанням відходів виробництва – електронно-променева гарнісажна плавка з ЕМП розплаву для рафінування відходів виробництва і одержання гомогенних високочистих витрачаємих електродів + вакуумно-дуговий перепплав (ВДП) витрачаємих електродів в середовищі аргону з долегуванням сплавів легко летучими компонентами.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ИЗ ОТХОДОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА СВОЙСТВА «ВТОРИЧНОГО» КОМПОЗИТА С ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЕЙ

Вишняков Л.Р., Мороз В.П., Тульженкова А.С.<sup>(1)</sup>, Морозова В.Н., Варченко В.Т.

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

<sup>(1)</sup>Национальный педагогический университет им. М.П. Драгоманова,  
ул. Пирогова, 9, Киев, 01601, Украина, [kzf@ukr.net](mailto:kzf@ukr.net)

В настоящее время остро стоит проблема, связанная с утилизацией отходов углекомпозитов. Нами проводятся исследования «вторичных» композитов как возможных материалов трения [1]. Цель настоящей работы состояла в расширении возможных областей применения «вторичных» эпоксиполимеров. Наполнителем композитов служил порошок, полученный после фрезерной обработки углепластика, который после подготовки вводили в эпоксидную смолу ЭД-20. На полученных образцах были определены прочностные, трибологические и теплофизические свойства.

При прочностных испытаниях получены следующие результаты (средние значения): прочность на изгиб – 79,3 МПа, прочность на сжатие – 162,8 МПа, модуль упругости на изгиб ~2453 МПа. Результаты испытаний на трение и износ композита с 12% (мас.) отходов углепластика по контртелу из нержавеющей стали 1Х18Н9Т в водной среде показали следующие данные: при скорости скольжения  $V = 0,5$  м/с и нагрузке 20 МПа коэффициент трения составил 0,17 при линейном износе пары трения 7,4 мкм/км. Образец оказался работоспособным с увеличением нагрузки до 30 МПа. При испытаниях пары трения на воздухе температура повышалась до 93 °С (при нагрузке 8 МПа), а водная среда при этой нагрузке снизила температуру до 29 °С.

Представляют интерес теплофизические свойства «вторичных» композитов. Так, введение дисперсного наполнителя в эпоксидное связующее снижает удельную теплоёмкость композита и увеличивает его размерную стабильность (рис. 1). Установлено, что коэффициент теплопроводности «вторичного» композита в диапазоне

температур от 40 до 150 °С увеличивается примерно на 10%.

Таким образом, по комплексу полученных характеристик разработанный «вторичный» композит можно рекомендовать для нагруженных узлов трения, например, в перекачивающих насосах для коррозионных водных сред и подобных использованиях.

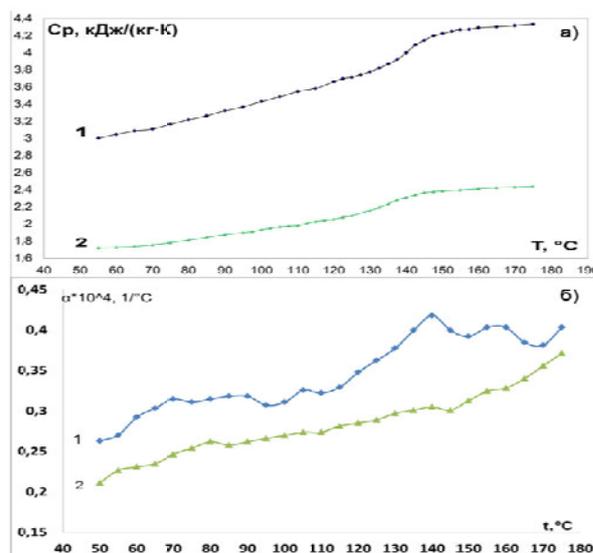


Рис. 1. Температурная зависимость удельной теплоемкости (а) и температурного коэффициента линейного расширения ТКЛР (б): 1 – ЭД-20, 2 – ЭД-20 + 18% наполнителя.

### Литература

1. Вишняков Л.Р. Полимерные износостойкие композиты с наполнителями из порошковых отходов механической обработки углепластиков / Л.Р.Вишняков, В.Н.Морозова, В.П.Мороз, В.Т.Варченко, А.С.Бычков, В.В.Андреев // Технологические системы.– 2015. – № 4 (73). – С. 44–50.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ ПРИ СВЕРХЗВУКОВОМ ОБТЕКАНИИ ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДОЙ

**Фролов Г.А., Григорьев О.Н., Евдокименко Ю.И., Кисель В.М.,  
Бучаков С.В., Нешпор И.П.**

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

Одним из перспективных применений ультравысокотемпературной керамики (УВТК) является ее использование в качестве конструкционного материала тепловой защиты многоразовых космических и гиперзвуковых летательных аппаратов (ЛА) и элементов их двигателей.

Образцы ( $\varnothing 16$  мм, высота – 20 мм) из разработанной и изготовленной в ИПМ НАНУ УВТК на основе диборида циркония составов:

- EU3 ( $ZrB_2$ - 15%  $MoSi_2$ );
- EU4 ( $ZrB_2$ -15%  $SiC$  - 5%  $CrB_2$ );
- EU5 ( $ZrB_2$  - 15%  $MoSi_2$  - 5%  $CrB_2$ )

были испытаны на универсальном термоструйном стенде ИПМ НАНУ в высокотемпературном сверхзвуковом потоке продуктов сгорания при ортогональном натекании в условиях, моделирующих термохимическое воздействие на носовой конус и передние кромки аэродинамических поверхностей ЛА. Испытания проводили кислород-керосиновой горелкой с диаметром выходного сечения сопла 8,5 мм при давлении в камере сгорания  $P_{кc} = 0,6$  МПа и коэффициенте избытка окислителя  $\alpha = 1,25$ ; расстояние до поверхности образца составляло 100 мм (рис.1, а). В процессе испытания температура поверхности образцов выдерживалась на уровне  $1700^\circ C$  при длительности экспозиции в потоке 180 с.

На каждом образце последовательно проводили несколько испытаний, фиксируя после них изменения его массы, высоты и состояния поверхности (рис. 1, б).

Характерная диаграмма изменения температуры поверхности образцов в процессе испытаний, фиксирующая показания пирометра, представлена на рис.2.

Результаты испытаний всех трех составов УВТК демонстрируют идентичную, в пределах погрешности измерений, динамику изменения массы образцов. В начале из-за интенсивного окисления их поверхностей (включая боковую и тыльную) происходит прирост массы, скорость которого постоянно снижается, достигая нуля,

после чего начинается процесс потери массы до установления квазистационарной скорости уноса массы. Прирост массы в рассмотренных условиях нагрева наблюдается на протяжении не менее 300 с. Его начальная скорость составляет  $0,3...0,4$  мг/с.

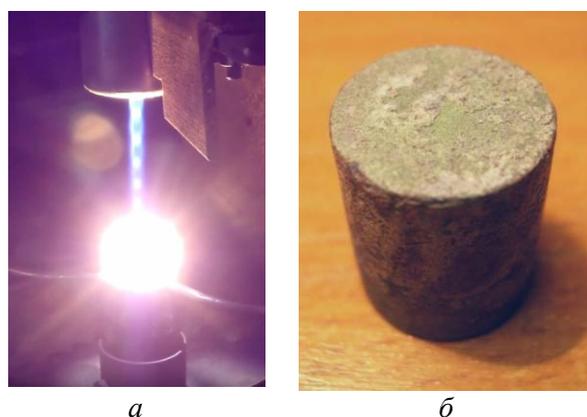


Рис.1. Процесс испытаний УВТК в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания (а) и внешний вид образца после серии испытаний (б)

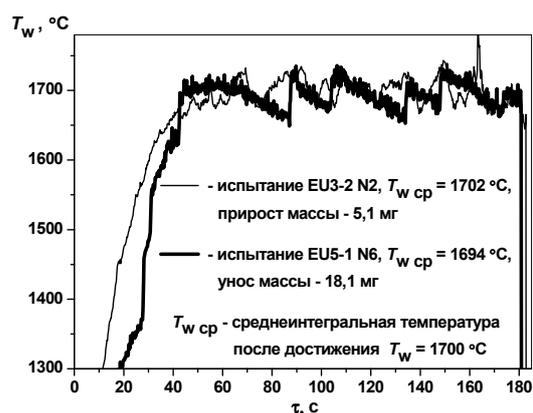


Рис. 2. Температура поверхности образцов УВТК в процессе испытаний

Квазистационарный режим уноса массы на уровне около  $0,6$  мг/с достигается не ранее 800 с нахождения в потоке.

Определяющим механизмом уноса массы является разрушение оксидного слоя и срыв потоком образующихся на поверхности оксидных частиц чешуйчатой формы.

## ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrB_2$

Нешпор И.П., Григорьев О.Н., Мосина Т.В., Фролов Г.А., Ведель Д.В.<sup>(1)</sup>

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

ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [inesh@ipms.kiev.ua](mailto:inesh@ipms.kiev.ua)

<sup>(1)</sup>Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт”  
ул. Политехническая, 35, Киев, 03156, Украина

В ряду композиционных материалов, работающих в условиях экстремальных нагрузок и температур, активный интерес исследователей проявляется к изучению керамик на основе  $ZrB_2$ , обладающих высоким уровнем физико-механических свойств и хорошей стойкостью к высокотемпературной коррозии.

Цель работы - изучить особенности высокотемпературного окисления, изменение состава и структуры поверхности композиционной керамики на основе  $ZrB_2$  с добавками  $SiC$ ,  $MoSi_2$  и  $CrB_2$ , улучшающих спекаемость диборида циркония и повышающих специальные свойства композиционных материалов в стационарных условиях окисления при разных температурах.

Образцы керамик окисляли в неизотермиче-ских условиях при 1250, 1550 и 1650 °С со скоростью нагрева 3-4 град/мин с медленным охлаждением печи.

В целом, анализируя удельный прирост массы следует отметить, что все составы имеют достаточно большую коррозионную стойкость, а добавки  $SiC$  (при сравнении содержания карбида кремния 3 и 15%) и  $CrB_2$  являются эффективными для повышения сопротивления материала к воздействию окислительной среды за счет образования защитной пленки из высокотемпературных оксидов. В процессе окисления в течение 30 мин. в поверхностных слоях керамики, полученной горячим прессованием на воздухе при увеличении содержания карбида кремния в образцах наблюдается образование циркона  $ZrSiO_4$  кроме оксидных фаз  $ZrO_2$ ,  $SiO_2$ . При окислении керамики, содержащей добавки  $MoSi_2$  образуются оксиды циркония, кремния и циркон при температуре окисления 1550 °С. При окислении керамик, содержащих добавки  $SiC$  и  $CrB_2$  сохраняются борид циркония, карбид кремния и образуются оксид циркония и циркон уже при температуре окисления 1250 °С. При окислении керамик, содержащих добавки  $MoSi_2$  и  $CrB_2$  образуются оксиды кремния, циркония и циркон уже при температуре окисления 1250 °С.

Метод получения композита влияет на стойкость керамики к окислению. Окисление керамики, полученной методом горячего прессования без защитной атмосферы при 1250 °С не приводит к образованию плотной оксидной пленки. Продукты окисления расположены на поверхности образцов в виде островков. При окислении керамики, полученной методом вакуумного горячего прессования уже при 1250 °С образуется достаточно однородная пленка. Состав оксидных фаз изучаемых керамик представлен оксидом циркония, кремния и цирконом.

На образцах системы  $ZrB_2$ - $MoSi_2$  выполнено также исследование процесса окисления и деградации керамики при термоциклировании в потоке продуктов сгорания авиационного топлива при температуре нагрева керамики до 1400 °С и числа циклов до 6000.

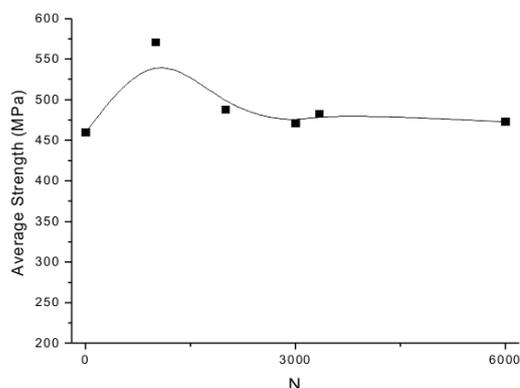


Рис. 1. Остаточная прочность керамики  $ZrB_2$ - $MoSi_2$  после термоциклирования при 1400°С (N-количество циклов)

### Выводы

- Все составы имеют достаточно высокую коррозионную стойкость.
- Технология получения керамики влияет на стойкость керамик к окислению. Более высокую стойкость имеет керамика, полученная вакуумным горячим прессованием.
- Керамика системы  $ZrB_2$ - $MoSi_2$  имеет высокие показатели термпрочности, сохраняя исходный уровень прочности после 6000 циклов испытаний.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ И ПРОБЛЕМА ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ЗАРАНЕЕ ЗАДАНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Григорьев О.Н., Винокуров В.Б., Коротеев А.В., Клименко Л.И., Мелак Л.М.,  
Мосина Т.В., Нешпор И.П., Быстренко А.А., Ведель Д.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03142, Украина, [grig.oleg@gmail.com](mailto:grig.oleg@gmail.com)

Исследованы кинетика уплотнения и закономерности формирования структуры и механических свойств керамики на основе борида циркония при комбинированном вводе в систему активирующих спекание добавок углерода, борида вольфрама, а также силицидов циркония и вольфрама. Показано, что эффективными добавками для керамики из диборида циркония являются силицид и борид вольфрама, которые не только позволяют снизить температуру спекания и активировать процесс уплотнения керамики, но также обеспечивают максимальную прочность образцов. Процессы усадки борида циркония без добавок происходят в условиях структурной перестройки борида, который спекается с формированием азимутальной текстуры. В то же время такие процессы не развиваются в керамике с добавками активаторов спекания, в которых спекание происходит в условиях интенсивных зернограничных фазовых взаимодействий. Закономерности и кинетика спекания определяются при этом процессами, происходящими на границах раздела зерен контактирующих первичных фаз – образованием диффузионных зон с химическими реакциями и вторичным фазообразованием новых тугоплавких соединений. Как результат указанных процессов взаимодействия, особенно в эвтектических системах, имеет место активация процессов диффузии со скоростями типичными для жидкого состояния даже при температурах существенно более низких, чем температура плавления рассматриваемых эвтектик. На модельных эвтектических системах

теоретически (в рамках теории фазовых полей) и экспериментально (рентгенографически) показано, что наблюдаемая активация диффузионных процессов определяется увеличенными амплитудами атомных колебаний в пределах диффузионных зон. Это явление и предопределяет не только повышенные скорости спекания, но и повышенную пластичность керамики при ползучести, а также саму температуру эвтектического плавления, много меньшую температур плавления компонентов эвтектики. Механические свойства изучены преимущественно методами индентирования с определением ряда прочностных характеристик керамики, в том числе микроструктурной (зернограничной) прочности. Исследована природа различий свойств керамики, полученной при варьировании составов в условиях вакуумного горячего прессования и горячего прессования в атмосфере CO-CO<sub>2</sub>, сводящаяся к различиям в зернограничной прочности формирующихся материалов и их дефектного состояния. Изучена взаимосвязь зернограничной прочности с другими механическими свойствами (твердость, трещиностойкость, прочность при сжатии и др.). Полученные данные являются основой для развития исследований в рамках схемы: составы и технология получения – структура (морфология и размеры зерен фаз, пористость, структура границ зерен) – зернограничная прочность – макроскопические механические свойства. Это позволит оптимизировать составы, методы получения и структуру керамики для обеспечения необходимых механических и служебных свойств.

# СЕКЦИЯ F. РАЗРЯДНОИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И УТИЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

## МЕТОДЫ КОНСОЛИДАЦИИ НИЗКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ

**Крячек В.М., Рагуля А.В., Чернышев Л.И., Гудыменко Т.В.**

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

Технология консолидации нанопорошков на основе нитридов включает две основные операции: холодное формование заготовок и последующую их термическую обработку (спекание или другие способы). Для формирования нанокристаллического состояния перед термической консолидацией в спрессованной заготовке необходимо сохранить или создать наноструктуру и предотвратить рост зерен в процессе консолидации. Нетрадиционные высокоэнергетические импульсные методы динамического прессования обеспечивают высокие скорости приложения нагрузок, чем достигается высокая и равномерная плотность изделий.

В докладе анализируются различные виды высокоскоростных методов приложения нагрузок: гидродинамическое, гидровзрывное, электрогидравлическое или электромагнитное прессование, механическое прессование под воздействием ультразвуковых колебаний. Эффективными методами производства наноструктурированных нитридов является методы интенсивной пластической деформации, основными из которых являются кручение под квазигидравлическим давлением или одноосным сжатием, всесторонняя ковка, равноканальное угловое прессование.

В качестве активирующих процесс спекания без давления (свободное спекание) нанонитридных порошковых заготовок используют добавки  $Al_2O_3$ ,  $Y_2O_3$ ,  $Yb_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $SiO_2$  и другие химические элементы.

В докладе приводятся результаты собственных исследований и литературные данные о сравнительно новых способах консолидации нанопорошков нитридов. Так, технология спекания с контролируемой скоростью уплотнения позволяет существенно

ограничивать рост зерен и сохранить их нанокристаллическое состояние. Например, таким способом консолидации системы TiN-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> из нанопорошков TiN была получена плотная нанозернистая керамика с высокой прочностью и твердостью (24–26 ГПа).

Среди новых неизотермических методов консолидации следует отметить спекание с контролируемой скоростью, в плазме, микроволновое, солнечное спекание, электрофизические методы.

Обработка нитридных заготовок с помощью микроволн приводит к ускоренному нагреву, к снижению температуры спекания на 200–400 °С.

При электроразрядном (искроплазменном) спекании, например, порошка TiN (средний диаметр ~50–150 нм) наноструктура материала с размером кристаллов до 100 нм сохраняется до температуры спекания 1200 °С. При таком способе консолидации наноструктурного Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с добавками Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> беспористое состояние достигается всего за 5 мин. В ряде случаев температура электроразрядного спекания нитридов на 150–250 °С ниже, чем температура горячего прессования.

Высокие прочностные характеристики многих нитридов позволяет получать технология СВС.

Перспективным является использование солнечной энергии. Спекание в солнечной печи порошка Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (размер частиц 20–30 нм) с добавками Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN при температуре 1500–1550 °С позволило получить в материале плотную наноразмерную структуру и высокие механические свойства (выше, чем при свободном спекании и горячем прессовании).

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

### А

Андриевская Е.Р. - 21, 100  
Андреев А.О. – 86  
Ануфрик С.С. – 103

### Б

Баглюк Г.А. – 36, 77, 87, 88, 89, 90  
Базалій Г.А. – 63  
Басюк Т.В. - 33, 64  
Балацкий В.В. – 22  
Балицька І.Е. – 76  
Барвицкий П.П. – 64  
Безымянный Ю.Г. – 91, 92  
Березуцкий В.В. – 30  
Богатырева Ж.Д. – 21  
Богомоллов Ю.И. – 72  
Бондаренко В.П. – 28  
Бродниковский Н.П. – 83, 85, 92  
Бугаёв А.А. – 24  
Будилина О.Н. – 44, 45  
Бужинець О.І. – 86  
Бутенко О.А. – 65  
Бучаков С.В. – 37, 113  
Быстренко А.А. – 115

### В

Варченко В.Т. – 112  
Васильковская М.А. – 44, 45, 49  
Ведель Д.В. – 114, 115  
Великанова Т.А. – 25  
Винокуров В.Б. – 115  
Вишняков Л.Р. – 112  
Владимирова Ю.О. – 53  
Володенков А.П. – 103  
Высоцкий А.Н. – 91

### Г

Габ А.И. – 38, 39  
Габ И.И. – 40, 41, 79  
Гадзыра Н.Ф.(Гадзыра М.П.) – 43, 47, 75  
Гайдай С.В. – 32  
Гарибашвили В.И. – 31  
Глушко А.В. – 18

Головатая Н.В. – 27, 29  
Голубенко А.А. – 62  
Гон-Эскар М. – 38, 39, 40, 41  
Гончар А.Г. – 73  
Горбань В.Ф. – 76, 81, 86  
Горбачук Н.П. – 84  
Грицишина Л.Н. – 23, 82  
Григорьев О.Н. – 83, 113, 114, 115  
Губин Ю.В. – 95  
Гудыменко Т.В. – 96, 97, 116  
Гумен М.В. – 81

### Д

Давидчук Н.К. – 75  
Дацкевич О.В. – 99  
Девицкий А.А. – 32  
Деревянко А.В. – 50  
Дибков В.І. – 67, 68  
Дмитрик В.В. – 18  
Дубок В.А. – 35  
Дубчак С.Ю. – 44  
Дудник О.В. – 34

### Е

Евдокименко Ю.И. – 37, 113  
Епифанцева Т.А. – 69  
Ерёменко Л.И. – 23  
Ефимова В.Г. – 71

### Ж

Жигоцький О.Г. – 78  
Жилинский О.В. – 26

### З

Загорний М.М. – 78  
Зайцева И.Н. – 32  
Зайченко А.Д. – 105  
Заславский А.М. – 25  
Захарченко А.В. – 55, 56  
Зенков В.С. – 108, 109  
Зимич Т.В. – 57  
Зноско К.Ф. – 103

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

### И-І

Иванов М.И. – 31, 94, 98  
Иванчук А.А. – 78  
Иващенко В.И. – 65  
Ивахненко С.А. – 58, 62  
Ивченко В.И. – 44, 45  
Илларионов И.Е. – 53  
Ильницкая Г.Д. (Ільницька Г.Д.) – 32, 63  
Ищенко Е.В. – 32

### К

Казимиренко Ю.О. – 19  
Каленик О.О. – 51  
Канделаки А.З. – 31  
Канцир О.В. – 86  
Караваева В.М. – 70  
Карпенко І.І. – 111  
Карпец М.В. (Карпець М.В.) – 25, 57, 76, 81, 86  
Касумов А.М. – 70  
Квасницкая Ю.Г. – 71  
Кисель В.М. – 37, 113  
Кліпов В.Д. – 74  
Клименко Л.И. – 115  
Клюй Н.И. – 35  
Коваленко А.А. – 105  
Коваленко Т.В. – 58  
Ковалюк З.Д. – 60  
Козирацкий Е.А. – 92  
Козырев А.В. – 64  
Колодкевич Ю.И. – 33  
Комаров К.А. – 91  
Кононко І.В. – 22, 74  
Копань А.Р. – 84  
Котова Н.В. – 27, 29  
Корниенко О.А. – 21  
Коротеев А.В. – 115  
Костюк Б.Д. – 79  
Крамская О.С. – 59  
Крапівка М.О. (Крапивка Н.А.) – 76, 81, 85  
Кременицкий В.В. – 73  
Кришталенко Е.Н. – 101

Крушинская Л.А. – 49  
Крючко А.В. – 21  
Крячек В.М. – 96, 97, 116  
Кузнецова Т.Л. (Кузнецова Т.Л.) – 85, 111  
Кузьменко Н.Н. – 99  
Кудин В.Г. – 93, 94, 98  
Кудь И.В. – 23  
Кулак Л.Д. – 99  
Курилов Г.В. – 101  
Курилов С.Г. – 101  
Куриная Т.В. – 95  
Куровский В.Я. – 36, 77, 87

### Л

Лавриненко В.И. – 32  
Ладохін С.В. – 111  
Лакиза С.М. – 34, 84  
Лактюшина Т.В. – 26  
Лактюшин А.Н. – 26  
Лапшук Т.В. – 111  
Лашнева В.В. – 35, 71  
Липян Є.В. (Липян Е.В.) – 63, 104  
Лисов В.І. – 51  
Лобода П.И. – 48  
Лученок А.Р. – 33  
Людвинская Т.А. – 45, 82, 83, 87

### М

Мазная А.В. – 91  
Макара В.А. – 93  
Макаренко Г.Н. – 49  
Макаренко Е.С. – 81  
Максимова Г.А. – 36, 77  
Максюта И.И. – 71  
Мальшев В.В. – 38, 39, 40, 41  
Мамонова А.А. – 87, 88, 89, 90  
Маслюк В.Т. – 60  
Матвейчук А.А. – 28  
Мартынюк С.И. – 79  
Мацера В.Е. – 49  
Мегела І.Г. – 60  
Мелах Л.М. – 115  
Мінтянський І.В. – 60  
Мильман Ю.В. – 62

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Микитченко А.А. – 70  
Миницкий А.В. – 48  
Мириджанашвили З.М. – 31  
Мисливченко О.М. – 76  
Михнян Е.В. – 71  
Молчановская Г.М. – 36, 77  
Мороз В.П. – 112  
Морозова В.Н. – 112  
Мосина Т.В. – 114, 115  
Моциль Е.В. – 64  
Муратов В.Б. – 102

### Н

Найдич Ю.В. – 24, 46, 79  
Надеждина О.А. – 53  
Нейма А.В. – 71  
Нескоромный С.В. – 116  
Нешпор И.П. – 45, 83, 113, 114, 115

### О

Олійник Н.А. – 63  
Оноприенко А.А. – 65  
Осокин Г.А. – 25

### П

Павлыго И.Ю. – 66  
Павлыго Т.М. – 66  
Пастушенко К.Ю. – 30  
Пасечный О.О. – 32  
Пасичный В.В. – 108, 109  
Паустовский А.В. – 72, 95  
Пащенко Е.А. – 32  
Петюх В.М. – 80  
Пинчук Н.А. – 43  
Підсосонний В.І. – 78  
Полонский В.А. – 59  
Полуянская В.В. – 46  
Присташ Н.С. – 105, 107  
Прихна Т.А. – 33, 57, 64  
Проценко Л.С. – 44, 45

### Р

Рагуля А.В. – 78, 96, 97, 116  
Радченко А.К. – 50  
Романко Л.А. – 58  
Романова Л.О. – 98  
Рокицкая Е.А. – 81  
Руденко Ю.Б. – 102  
Рудь Б.М. – 72  
Румянцева Ю.Ю. – 70

### С

Савицкий П.І. – 60  
Савяк М.П. – 42, 44  
Саєнко Г.В. – 51  
Самелюк А.В. – 81  
Свердун В.Б. – 57  
Семенова О.Л. – 80  
Сербенюк Т.Б. – 57  
Сергеев В.П. – 74  
Сидор О.А. – 61  
Сидор О.Н. – 61  
Сидоренко Т.В. – 46  
Сизоненко О.М. (Сизоненко О.Н.) – 63, 104, 105, 106, 107  
Симан Н.И. – 73  
Синельниченко А.К. – 65  
Скороход В.В. – 69  
Смоквина В.В. – 32  
Сосновский Л.А. – 48  
Стецюк Т.В. – 38, 39, 79  
Стрижаков Е.Л. – 116  
Субботин В.И. – 83  
Суботенко П.М. – 94, 98  
Судавацова В.С. – 30, 94, 98  
Судник Л.В. – 33  
Супрун Е.М. – 62  
Сухова Е.В. – 59

### Т

Талаш В.Н. – 102  
Талько О.В. – 92  
Тафтай Э.И. – 106  
Тельников Е.Я. – 72

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Темченко В.П. – 35  
Терещенко Т.П. – 99  
Тимофеева И.И. – 44, 45, 49, 65  
Тимошенко В.В. – 32  
Тимошенко Я.Г. – 47  
Тищенко Я.С. – 34, 84  
Ткач В.В. – 100  
Ткач В.Н. – 32  
Ткаченко Ю.Г. – 95  
Ткачук В.С. – 33  
Торпаков А.С. – 63, 104, 106, 107  
Трегуб В.А. – 107  
Тульженкова А.С. – 112  
Турков О.В. – 51

### У

Уварова И.В. – 23, 44, 45, 82  
Удовик О.А. – 37  
Уманский В.П. – 24  
Умерова С.А. – 78  
Усенко Н.И. – 27, 29  
Ускова Н.Н. – 38, 39, 40, 41  
Устинова Е.В. – 59  
Уськова Н.А. – 36, 77

### Ф

Фиялка Л.И. – 73  
Фомічов О.С. – 80  
Фролов Г.А. – 37, 113, 114

### Х

Христов В.Г. – 95

### Ц

Цареградська Т.Л. – 51  
Цебрій Р.І. – 86

### Ч

Часнык В.И. – 57  
Чернышев Л.И. - 96, 97, 116  
Чугунова С.И. – 62  
Чудинович О.В. – 100  
Чхартишвили Л.С. – 54

### Ш

Шалунов Е.П. – 53  
Шатерник А.В. – 64  
Шахнин Д.Б. – 40, 41  
Швец В.А. – 102  
Шевченко М.О. – 94  
Шевченко О.М. – 99  
Шелудько В.Е. – 72, 73  
Шелудько Е.В. - 72  
Шинкарук А.В. – 35  
Штерн М.Б. – 69

### Щ

Щербицька О.В. – 74

### Ю

Юрченко Ю.В. – 100

### Я

Якубив Н.И. – 81

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

### **A**

Amrou H.E. – 52

### **B**

Babichev A.P. – 52

Bournine H. – 52

### **H**

Hamouda K. – 52

### **K**

Kalinichenko A.I. – 20

### **R**

Reshetnyak E.N. – 20

### **S**

Strel'nitskij V.E. – 20

Saidi D. – 52

### **T**

Tamarkin M.A. – 52

### **W**

Walkowicz J. – 20

### **Z**

Zavaleyev V. – 20

**НАУКОВЕ ВИДАННЯ**

**ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ**  
**дев'ятої міжнародної конференції**

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

***Російською мовою***

***Українською мовою***

***Англійською мовою***

К публикации материалы готовили:

Федорова Н.Е.

Пирнач Т.П.

Чернышев Л.И.