

Министерство образования и науки РФ

**Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет)»**



**XIV-я Международная
научно-техническая конференция**

**«БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ»**

29 - 30 ноября 2016 года

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Москва, 2016г.

УДК 669

Б95

Редакционная коллегия:

Руководитель: проф., д.т.н. Лозован А.А.

доц., к.т.н., Александрова С.С.,

проф., д.ф.-м.н. Банишев А.Ф.,

проф., д.т.н. Барабанова О.А.,

проф., д.ф.-м.н. Бегамбеков Л.Б.,

проф., д.т.н. Бецофен С.Я.,

проф., д.ф.-м.н. Борисов А.М.,

проф., д.т.н. Васильев В.А.,

проф., д.т.н. Казаков В.А.,

проф., д.т.н. Конкевич В.Ю.,

проф., д.т.н. Крит Б.Л.,

проф., д.ф.-м.н. Кудинов В.В.,

проф., д.ф.-м.н. Лигачев А.Е.,

проф., д.т.н. Пашков И.Н.,

проф., д.т.н. Серов М.М.,

проф., д.т.н. Эпельфельд А.В.

Б95 **Быстрозакаленные материалы и покрытия** // Материалы XIV-й Международной научно-технической конференции. 29-30 ноября 2016г. МАИ: Матер. конф. М.:ПРОБЕЛ-2000, 2016. – 344 с.

ISBN 978-5-98604-580-1

В сборнике опубликованы материалы докладов ведущих отечественных и зарубежных специалистов в следующих областях: быстрозакаленные материалы, модифицирование поверхности лазерными, электронно-лучевыми и ионно-плазменными методами, нанесение покрытий, диффузионная сварка и композиционные материалы, представленных на XIV-й Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия», проходившей 29-30 ноября 2016 г. в МАИ (г. Москва, ул. Полбина, 45).

УДК 669

ISBN 978-5-98604-580-1

© МАИ, 2016

Содержание

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ (BiSn)In <i>Шепелевич В.Г.</i>	14
МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛАВОВ (BiSn)In <i>Гусакова О.В., Шепелевич В.Г., Панченко Е.В., Скибинская А.Н.</i>	18
МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕГО СПЛАВА In - 21 ат. % Bi <i>Шербаченко Л. П., Шепелевич В. Г., Гусакова С.В.</i>	22

СЕКЦИЯ 2. МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ

CHARACTERISATIONS OF THE MODIFIED MAGNESIUM ALLOY <i>A. Apelfeld, B. Kritt, V. Ludin, N. Morozova, B. Vladimirov, Ruizhi Wu</i>	26
СТРУКТУРА И СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ Ti-ГА ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ <i>Калита В.И., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Радюк А.А., Комлев В.С., Мамонов В.И., Севастьянов М.А., Баикин А.С.</i>	31
ФОРМИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ СТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЛЯ ОТВОДА ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ПОТОКОВ <i>Ходаков К.А., Зейгарник Ю.А., Васильев Н.В., Эпельфельд А.В., Желтухин А.В.</i>	36
ИЗМЕНЕНИЕ УСЛОВИЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАСПОЛОЖЕНИЯ АНОДА ПРИ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ <i>Смирнова А.Н., Петров Л.М., Гусева С.С.</i>	40
ЗАВИСИМОСТЬ ИНТЕНСИВНОСТИ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ СТАЛИ 40Х ОТ ПРОЦЕНТНОГО СОДЕРЖАНИЯ ТИТАНА В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ <i>Семенов В.Д., Петров Л.М., Григорович К.В.</i>	45
ВЛИЯНИЕ СРЕДЫ ВАКУУМНОЙ КАМЕРЫ НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ КММ <i>Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В.</i>	50
ВЛИЯНИЕ ПОТОКОВ ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА В95 пчТ2 <i>Плихунов В.В., Петров Л.М., Румянцев Ю.С.</i>	55
ОСОБЕННОСТИ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ГРУПП ДЕТАЛЕЙ <i>Людин В.Б., Мелихов В.В., Федичкин И.Д., Эпельфельд А.В.</i>	61

СОСТАВ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МДО-ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТИТАНЕ МАРКИ VT1-0 В СЕРНОКИСЛЫХ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ	65
<i>Герасимов М.В., Богдашкина Н.В., Залавутдинов Р.Х., Щербаков А.И., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Аникин К.А.</i>	
АНОДНАЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 В КАРБАМИДНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ	69
<i>Белкин П.Н., Тамбовский И.В., Кораблева С.С, Силкин С.А., Кусманов С.А.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИЭРОЗИОННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА ОСНОВЕ ПЛОТНЫХ ПОКРЫТИЙ	74
<i>Данькова Т.Е., Казаков В.А., Полянский М.Н., Слесарев Д.Ф., Сигалаев С.К.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ УГЛА РАСКРЫТИЯ СОПЛА ПЛАЗМОТРОНА НА СКОРОСТЬ ИСТЕЧЕНИЯ ГАЗА	79
<i>Окулов Р.А., Гельчинский Б.Р., Захаров М.Н., Ильиных С.А., Крашанинин В.А.</i>	
КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ВИМС-РСА	83
<i>Кудрявцев Ю.А., Вершинин Д.С.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИКОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТАХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ	87
<i>Савушкина С. В., Азуреев Л.Е., Ашмарин А.А., Иванов Б.С., Эпельфельд А.В., Виноградов А.В.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ КОМБИНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ Zn-Me (Al, Mo, Ti, Ni)	91
<i>Ильиных С.А., Крашанинин В.А, Гельчинский Б.Р., Пономаренко А.А., Залесова О.Л.</i>	
УСТРОЙСТВО ДЛЯ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ГРУППЫ ДЕТАЛЕЙ С ИНТЕГРИРОВАННЫМ ИНТЕРФЕЙСОМ «УМНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ»	95
<i>Мелихов В.В., Федичкин И.Д., Людин В.Б.</i>	
ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОКРЫТИЯ ЗОЛОТА НА МУСКОВИТОВОЙ ПОДЛОЖКЕ	99
<i>Егоров В.К., Егоров Е.В., Афанасьев М.С.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ ТЯЖЕЛО НАГРУЖЕННОГО КОНТАКТА	106
<i>Хрущов М.М., Марченко Е.А., Токарев Д.А., Антонова О.С.</i>	
НЕКОТОРЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	110
<i>Руднев В.С., Лукьянчук И.В.</i>	
ОРГАНИЗАЦИЯ ПОСЛЕРАЗРЯДНОГО РЕЖИМА ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ	114
<i>Вольяни О.Д., Кузьмичёв А.И., Цыбульский Л.Ю.</i>	

ЭФФЕКТ ОРИЕНТАЦИИ НЕМАТИЧЕСКОГО ЖИДКОГО КРИСТАЛЛА НАНОТОЛЩИННЫМ ПОЛИИМИДНЫМ СЛОЕМ, ПОДВЕРГНУТЫМ ПОЛЯРИЗОВАННОМУ УФ ИЗЛУЧЕНИЮ	119
<i>Кузьмин С.А., Бойко В.В., Жуков А.А., Болтунов Д.В., Пожидаев Е.П., Кесаев В.В., Бобровский А.Ю.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ	123
<i>Высотина Е.А., Зилова О.С., Казаков В.А., Ляховецкий М.А., Миронова А.О., Полянский М.Н., Савушкина С.В., Седых Н.С., Сивцов К.И., Сигалаев С.К.</i>	
СИНТЕЗ АМОРФНЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛЬ–ФОСФОР- УГЛЕРОД МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ЭРОЗИИ НИКЕЛЯ В СРЕДЕ ТРИБУТИЛФОСФАТА	127
<i>Виноградов В.В., Першин К.А., Виноградов Н.В.</i>	
НАНЕСЕНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ МИНЕРАЛОВ	132
<i>Виноградов В.В., Тузова О.Л., Виноградов Н.В.</i>	
ПРИМЕНЕНИЕ ТЕОРИИ ОПТИМАЛЬНОГО УПРАВЛЕНИЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ МЕТАМАТЕРИАЛОВ	137
<i>Щитов Н.Н.</i>	
ОПТИМИЗАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ ХОЛОДИЛЬНИКОВ ПЕЛЬТЬЕ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ ОПТИМАЛЬНОГО УПРАВЛЕНИЯ	147
<i>Щитов Н.Н.</i>	
АКТУАЛЬНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА ЭП741НП	153
<i>Тармосин Е.В., Серов М.М., Логачев А.В.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ НЕУПРУГОГО РАССЕЯНИЯ ЭЛЕКТРОНОВ В АЛЮМИНИИ В ДИАПАЗОНЕ ЭНЕРГИЙ 0.5-120 КЭВ	158
<i>Афанасьев В.П., Грязев А.С., Капля П.С., Ридзель О.Ю.</i>	
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИН НАНОПЛЁНОК МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ФОТОЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	163
<i>Афанасьев В.П., Капля П.С.</i>	
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОСЛОЙНЫХ ПРОФИЛЕЙ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ СПЕКТРОСКОПИИ ОТРАЖЁННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ	167
<i>Афанасьев В.П., Андриянова Ю.Н., Грязев А.С., Капля П.С., Федорович С.Д.</i>	
ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНОГО АЛЮМОИТТРИЕВОГО ПОКРЫТИЯ НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛИТЬЕ В КЕРАМИЧЕСКИЕ ФОРМЫ	172
<i>Варфоломеев М.С., Моисеев В.С., Воробьев А.А., Щербакова Г.И.</i>	
APPLICATION OF ION BEAMS IN SYNTHESIS OF FEW-LAYER GRAPHENE AND ANALYSIS OF MULTILAYER HARD COATINGS	178
<i>Dejin Fu</i>	

РАЗРЯД В ПАРАХ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ВАКУУМНОГО НАПЫЛЕНИЯ <i>Никитин М.М.</i>	179
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННИХ СТЕНКАХ ТРУБ НАПЫЛЕННЫХ МЕТОДОМ СКОЛЬЗЯЩЕГО УГЛОВОГО ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ <i>Лозован А.А., Прищепов С.В., Александрова С.С., Кубатина Е.П.</i>	183
<u>СЕКЦИЯ 3. ЛАЗЕРНЫЕ, ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЕ МЕТОДЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ</u>	
ИСТОЧНИКИ ИОНОВ НА ОСНОВЕ ИОННЫХ ЖИДКОСТЕЙ И ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И АЭРОКОСМИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ <i>Толстогузов А.Б., Белых С.Ф., Лозован А.А., Fu D.J., Teodoro O.M.N.D.</i>	189
ОПТИМИЗАЦИЯ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОСТРУКТУРАМИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМИ ИСТОЧНИКАМИ <i>Бочаров Г.С., Елецкий А.В., Захаренков А.В., Зилова О.С., Слива А.П., Терентьев Е.В., Федорович С.Д.</i>	195
ИЗМЕНЕНИЕ ГЕОМЕТРИИ НАРУЖНОГО КОЛЬЦА ПОДШИПНИКА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОБРАБОТКИ КАТОДНЫМИ ПЯТНАМИ ВАКУУМНО- ДУГОВОГО РАЗРЯДА <i>Кузнецов В.Г., Курбанов Т.А., Семенов Б.Н.</i>	199
ФОРМИРОВАНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКИХ СЛОЕВ ИОННО- АССИСТИРУЕМЫМ ОСАЖДЕНИЕМ ПЛАТИНЫ И ИТТЕРБИЯ ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА НА УГЛЕРОДНЫЕ ПОДЛОЖКИ <i>Поплавский В.В., Бобрович О.Г., Матыс В.Г.</i>	203
ИОННО-ЛУЧЕВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОГО УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА <i>Андрианова Н.Н., Аникин К.А., Борисов А.М., Казаков В.А., Машкова Е.С., Овчинников М.А., Савушкина С.В.</i>	208
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВК6В ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ <i>Ковальков В.К., Соколов А.В., Филиппов Я.Ю.</i>	212
УСТАНОВКА ДЛЯ ОБРАБОТКИ РЕЗЦОВ ИЗ ВОЛЬФРАМО- КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ <i>Ковальков В.К., Соколов А.В., Беляев Б.Н., Гуляев С.Г., Шведунев В.И., Юров Д.С.</i>	216
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТА ИЗ ВОЛЬФРАМО- КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ <i>Коришунов А.Б., Ковальков В.К.</i>	219
РАДИАЦИОННО-СИНЕРГЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД В ИНЖЕНЕРИИ ИНТЕРФЕЙСОВ <i>Максимов С.Е., Аиуров Н.Р., Оксенгендлер Б.Л.</i>	221

МОНИТОРИНГ ИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКООРИЕНТИРОВАННОГО ПИРОЛИТИЧЕСКОГО ГРАФИТА С ПОМОЩЬЮ ИОННО-ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ	226
<i>Андреанова Н.Н., Борисов А.М., Машкова Е.С., Парилис Э.С., Севостьянова В.С.</i>	
УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА	230
<i>Лисенков А.А., Кострин Д.К., Мосолова Ю.М., Пикус М.И.</i>	
ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ДИЭЛЕКТРИКОВ С ПОМОЩЬЮ ИСТОЧНИКА БЫСТРЫХ НЕЙТРАЛОВ	236
<i>Лисенков А.А., Таланов А.С., Фадеев А.С., Семенова А.Н.</i>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕДОВЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ, ОСНОВАННЫХ НА ЯВЛЕНИИ МЕХАНОДИФУЗИИ	238
<i>Ахметова Е.Р., Давыдов С.А., Земсков А.В.</i>	
ЗАХВАТ И ДЕСОРБЦИЯ ВОДОРОДА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ОКСИДИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ С ПРИМЕСЬЮ КИСЛОРОДА	243
<i>Каплевский А.С., Довганюк С.С., Захаров А.М., Шутикова М.И., Беграмбекова С.А.</i>	
ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ NiAl С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЧ ГЕНЕРАТОРА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ	248
<i>Халтурина А.А., Жуков А.А., Шиляев А.С.</i>	
ЗАХВАТ И ДЕСОРБЦИЯ ИЗОТОПОВ ВОДОРОДА ИЗ ГРАФИТА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ В ПЛАЗМЕ	251
<i>Айрапетов А.А., Беграмбеков Л.Б., Довганюк С.С., Каплевский А.С.</i>	
ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАСТВОРЕ НА ОСНОВЕ САХАРОЗЫ	256
<i>Белкин П.Н., Дьяков И.Г., Корякина С.Р.</i>	
ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ НАСЫЩЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т В РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ КАРБАМИДА	261
<i>Дьяков И.Г., Белкин П.Н., Буров С.В.</i>	
ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛИ ХВГ	266
<i>Дьяков И.Г.</i>	
ФРАКТАЛЬНОСТЬ ПЫЛЕВЫХ ЧАСТИЦ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА	270
<i>Смолянов Н.А.</i>	
РАЗРАБОТКА СИЛЬНОТОЧНОГО ИСТОЧНИКА КЛАСТЕРНЫХ ИОНОВ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ	275
<i>Белых С.Ф., Беккерман А.Д., Толстогузов А.Б., Лозован А.А., Фу Д. J.</i>	
DESIGN OF GAS CLUSTER ION BEAM SYSTEM	286
<i>V.O. Pelenovich, X.M. Zeng, Zh.G Wang, D.J. Fu</i>	

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ <i>Севостьянова В.С., Дьяков И.Г.</i>	288
--	-----

СЕКЦИЯ 4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ **И НЕРАЗЪЕМНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ**

МЕДНО-ХРОМОВЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ ВАКУУМНЫХ КОММУТАЦИОННЫХ ПРИБОРОВ <i>Васин В.А., Невровский В.А., Сметкин А.А., Самов О.В.</i>	292
ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ, МИКРОТВЕРДОСТИ И ПОВЕРХНОСТНОЙ АКТИВНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ ДИФфуЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ С АЛЮМИНИЕМ <i>Барабанова О.А., Сапожников С.З., Набатчиков С.В., Салмин П.А.</i>	299
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЛАСТИФИЦИРОВАННЫХ ПРИПОЕВ ПРИ ПАЙКЕ СОТОВЫХ УПЛОТНЕНИЙ <i>Морозов В.А., Пашков И.Н.</i>	305
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ФЕРРИТОВ С МЕТАЛЛАМИ <i>Суслин Г.А., Котина Н.М., Куц Л.Е., Вавилина Н.А.</i>	309
УДАРОПРОЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ АЛЮМИНИЙ - СТАЛЬ <i>Иванов Д.А., Иванов А.В., Шляпин С.Д., Белоглазов А.П.</i>	313
ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕРАКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ПОДГОТОВКЕ СПЕЦИАЛИСТОВ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА <i>Власенко А.Н.</i>	317
ФОСФОРЕСЦЕНЦИЯ И МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СУСПЕНЗИИ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА ЛЮМИНОФОРА $\text{SrAl}_2\text{O}_4:(\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+})$ И $\text{Sr}_4\text{Al}_4\text{O}_{25}:\text{Eu}^{2+}$ В ЖИДКОСТИ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ЖИДКОСТЬ - КРИСТАЛЛ <i>Банишев А.Ф., Банишев А.А.</i>	322
ВЛИЯНИЕ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА УСЛОВИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ПОР ПРИ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ШИРОКИМ ИНТЕРВАЛОМ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ <i>Никитина Е.В., Кошелев А.О., Алексеев И.А.</i>	329
АНТИАДГЕЗИЙНО-АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ТОНКОСЛОЙНЫХ НАНОПЛЕНОК И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ СТАНКОВ И УЗЛОВ ТРЕНИЯ <i>Вохидов А.С.</i>	334
ОЧИСТКА И АКТИВАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ <i>Ягудин Т.Г., Касымова Е.А., Колотий Д.Д., Лим Е.В.</i>	338
Авторский указатель	342

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ

СПЛАВОВ (BiSn)In

Шепелевич В.Г.

Белорусский государственный университет
220030, пр. Независимости, 4, Минск, Беларусь

Телефон: 8 (017) 209-54-08

E-mail: Shepelevich@bsu.by

Ограничения на использование легкоплавких сплавов, содержащих вредные компоненты (ртуть, свинец и др.), привели к расширению научных исследований по созданию новых легкоплавких сплавов, в которых вышеуказанные элементы заменены безопасными, например, висмутом, индием, серебром [1,2]. Так как стоимость заменителей значительно выше стоимости свинца, то бессвинцовые легкоплавкие сплавы целесообразно получать энерго- и ресурсосберегающими технологиями, к которым относится высокоскоростное затвердевание [3,4]. Однако при скоростях охлаждения расплава выше 10^5 К/с при затвердевании формируется структура, которую невозможно получить с помощью традиционных технологий [3-5]. В связи с этим актуальным является исследование структуры и физических свойств быстрозатвердевших бессвинцовых легкоплавких сплавов системы висмут – олово, дополнительно легированных индием.

Тройные сплавы $\text{Sn}_{65}\text{Bi}_{34}\text{In}_{1,3}$, $\text{Sn}_{64}\text{Bi}_{33}\text{In}_{2,6}$ и $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ (состав указан в ат. %) получены сплавлением в кварцевой ампуле. Затем капля расплава массой $\sim (0,1 - 0,2)$ выплескивали на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра, растекалась тонким слоем и затвердевала в виде фольги длиной до 10 см и шириной до 10 мм. Толщина исследуемых фольг составляла 30 – 70 мкм. Скорость охлаждения жидкой фазы, как показал расчет [4], была не менее 10^5 К/с.

Исследование микроструктуры осуществлено с использованием растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Определение параметров

структуры проведено методом случайных секущих. Абсолютная погрешность определения параметров не превышало 10 %. Рентгеноструктурные исследования проведены на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении.

Изображение микроструктуры на поверхности *A* фольги, прилегающей к кристаллизатору, сплава $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ представлена на рис. 1. Белые, черные и серые области, как показал рентгеноспектральный микроанализ, соответствуют областям сплава, обогащенным висмутом, оловом и индием. Рентгеноструктурные исследования быстро затвердевших сплавов $\text{Sn}_{64}\text{Bi}_{33}\text{In}_{2,6}$ и $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ выявили дифракционные отражения висмута ($10\bar{1}2$, $10\bar{1}4$, $11\bar{2}0$ и др.), олова (200 , 101 , 220 и др.) и ϵ -фазы (111 , 200 , 102 и др.). Т.е. их быстро затвердевшие фольги состоят из висмута, олова и ϵ -фазы. В сплаве $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ объемная доля ϵ -фазы достигает 6 %.

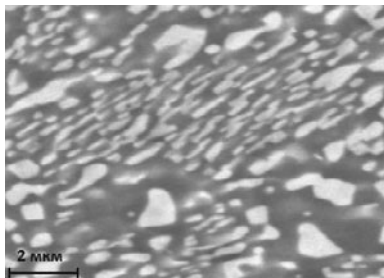


Рисунок 1 - Микроструктура поверхность *A* фольги быстрозатвердевшего сплава $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$

Параметры микроструктуры на поверхности *A* фольги сплава $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ приведены в таблице 1.

Таблица 1

**Параметры микроструктуры быстрозатвердевшего
сплава $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$**

Сплав	Время выдержки, ч	d_{Sn} , мкм	d_{Bi} , мкм	$S_{\text{МФГ}}$, мкм ⁻¹
$\text{Sn}_{64}\text{Bi}_{33}\text{In}_{2,6}$	5	0,50	0,45	4,2
	50	0,90	0,64	2,6
$\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$	5	0,52	0,46	4,0
	50	0,96	0,74	2,2
	410	2,5	1,1	1,0

С увеличением концентрации индия наблюдаются незначительные изменения средних длин хорд случайных секущих на сечениях выделений олова d_{Sn} и висмута d_{Bi} и удельной поверхности межфазной границы $S_{МФГ}$. Более сильное влияние на параметры микроструктуры оказывает время выдержки фольг при комнатной температуре. Так, для фольги сплава $Sn_{63}Bi_{32}In_{5,4}$ изменение времени выдержки t с 5 до 410 ч вызывает увеличение средних длин хорд выделений олова и висмута и увеличение их удельной поверхности в 2 - 4 раза.

Структура зерен быстрозатвердевшего сплава $Sn_{63}Bi_{32}In_{5,4}$ на поверхности A фольги после выдержки 50 ч при комнатной температуре представлена на рис. 2. Толстые линии соответствуют высокоугловым границам (ВУГ) зерен, тонкие линии – малоугловым (МУГ). Средние значения параметров структуры зерен фольги, приведены в таблице 2.

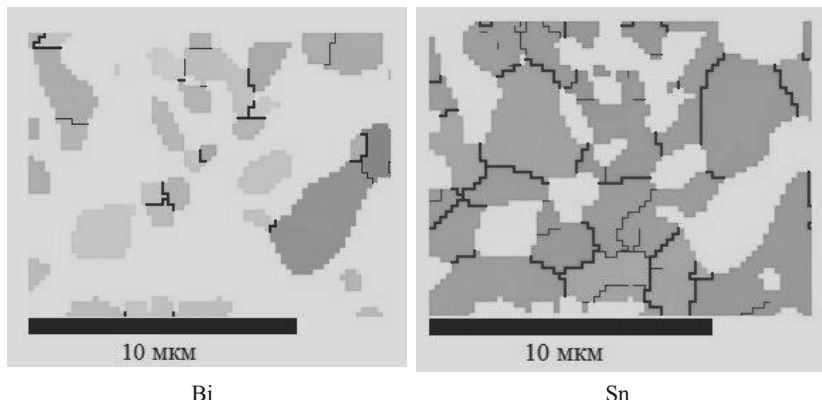


Рисунок 2 - Структура зерен быстрозатвердевшего сплава $Sn_{63}Bi_{32}In_{5,4}$

Максимальные хорды зерен олова D_{Sn} и висмута D_{Bi} случайных секущих не превышают нескольких микрон, т.е. зеренная структура является микроскопической. Ее формирование вызвано большой скоростью образования центров кристаллизации из-за высокой степени переохлаждения расплава при его сверхбыстром охлаждении. Удельные поверхности высокоугловых границ зерен олова $S_{ВУГ}^{Sn}$ и висмута $S_{ВУГ}^{Bi}$, различаются почти в семь раз. Удельные поверхности малоугловых границ зерен олова и висмута меньше удельной поверхности высокоугловых границ.

Таблица 2

Параметры структуры зерен фольги сплава $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$

Фаза	Параметр	Поверхность фольги		Среднее значение
		А	В	
Sn	D_{Sn} , мкм	0,72	0,64	0,68
	$S_{\text{ВУГ}}^{\text{Sn}}$, мкм-1	0,33	0,41	0,37
	$S_{\text{МУТ}}^{\text{Sn}}$, мкм-1	0,09	0,03	0,06
Bi	D_{Bi} , мкм	1,1	1,0	1,1
	$S_{\text{ВУГ}}^{\text{Bi}}$, мкм-1	0,05	0,06	0,06
	$S_{\text{МУТ}}^{\text{Bi}}$, мкм-1	0,01	0,03	0,02

Таким образом, быстрозатвердевшие фольги сплавов $\text{Sn}_{64}\text{Bi}_{33}\text{In}_{2,6}$ и $\text{Sn}_{63}\text{Bi}_{32}\text{In}_{5,4}$ состоят из твердых растворов висмута и олова и ϵ -фазы. С течением времени выдержки при комнатной температуре наблюдается укрупнение выделений висмута и олова. Выделения олова и висмута имеют микрокристаллическую структуру.

Литература

1. Yong-Sun Kim, Keun-Soo Kim, Chi-Won Hwang, Kutsuai Sukanuma. Effect of Composition and Cooling Rate on Microstructure and Tensile Properties of Sn-Zn-Bi alloys // J. Alloys and Compounds. 2003. Vol. 352. P. 237.
2. Андриященко М. Бессвинцовая пайка. Альтернативные сплавы. Электроника: Наука, техника, бизнес. 2004. №5. С. 47.
3. Васильев В.А., Митин Б.С., Пашков И.Н., Скуридин А.А., Лукин А.А., Яковлев В.Б. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы). Под ред. Б.С. Митина. М.: СП Интермет инжиниринг. 1998. 400 с.
4. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия. 1982. 168 с.
5. Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы. Минск. БГУ. 2015. 192.

МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ

СПЛАВОВ (BiSn)In

Гусакова О.В.¹, Шепелевич В.Г.², Панченко Е.В.¹, Скибинская А.Н.¹

¹МГЭИ им. А.Д.Сахарова БГУ

220030, ул. Долгобродская, 23/1, Минск, Беларусь

Телефон: 8 (017) 292-65-59

²Белорусский государственный университет

220030, пр. Независимости, 4, Минск, Беларусь

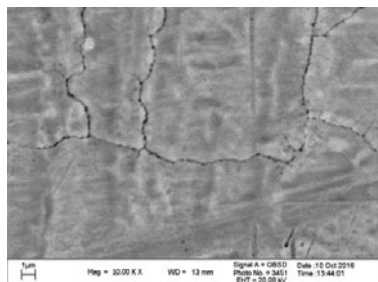
E-mail: Ol.gusakova@gmail.com

Использование эвтектического сплава Sn-Zn-Bi в качестве бессвинцового припоя является перспективным, поскольку он обладает температурой плавления близкой к температуре плавления эвтектики Sn-Pb и не требует изменения технологических параметров пайки. Однако применение сплава Sn-Zn-Bi ограничено его низкой коррозионной стойкостью из-за высокой концентрации цинка. Показано, что добавление в сплав индия при уменьшении содержания цинка не изменяет среднее значение температуры плавления, однако температурный интервал плавления расширяется [1]. Сужение температурного интервала плавления может быть достигнуто за счет изменения структурно-фазового состояния материала при его изготовлении методом сверхбыстрой закалки из расплава [2].

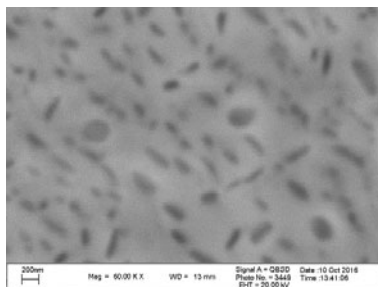
Быстрозатвердевшие фольги сплава Sn –5,5 мас.%Zn –5,0 мас.%In – 3 мас.% Bi получались в результате затвердевания расплава при его растекании по внутренней поверхности вращающегося медного кристаллизатора. Линейная скорость вращения кристаллизатора 15 м/с. Толщина фольг составляет 40 мкм, а скорость охлаждения расплава $5 \cdot 10^5$ К/с. Исследование состава, микроструктуры, зеренной структура и текстуры фольг проводилось с помощью растрового электронного микроскопа с энергодисперсионным микроанализатором и дифракционной приставкой фазового анализа.

В связи с тем, что при сверхбыстрой закалке из расплава скорость охлаждения расплава у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору (А) выше, чем у свободно затвердевающей стороны (В), были изучены микроструктуры фольги с двух сторон. Результаты исследования микро-

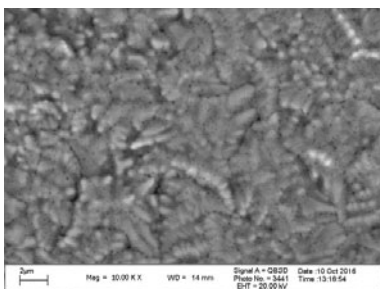
структуры приведены на рисунке 1. На стороне фольги А выделения цинка имеют форму дискообразных пластинок с диаметром 200-300 нм и толщиной 20-30 нм равномерно распределенных по зерну (рис. 1 а и б). Морфология стороны В фольги ячеисто-дендритная (рис. 1 в), равноосные включения цинка, размером 100-150 нм расположены по границам ячеек и в междендритном пространстве (рис. 1 г).



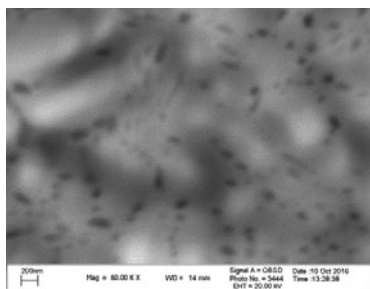
а



б



в



г

Рисунок 1 - Микроструктура фольг сплава
 $\text{Sn} - 5,5 \text{ мас.}\% \text{Zn} - 5,0 \text{ мас.}\% \text{In} - 3 \text{ мас.}\% \text{Bi}$:
 а, б - на стороне А, в, г - на стороне В

Отличие в микроструктуре двух сторон фольги обусловлено разными скоростями охлаждения расплава и достигаемыми температурами переохлаждения, при которых начинается затвердевание и, как результат, различными механизмами кристаллизации. Наибольшая скорость охлаждения расплава достигается на стороне фольги, прилегающей к кристаллизатору. Наблюдаемая микроструктура формируется в результате распада

пересыщенного твердого раствора. Пластинчатая форма может быть обусловлена анизотропией структуры кристаллической решетки, как олова, так и цинка. На стороне фольги В переохлаждение расплава уменьшается из-за выделения скрытой теплоты кристаллизации. Поэтому формируются условия для ячеисто-дендритной кристаллизации олова с оттеснением примеси цинка к границе раздела жидкой и твердой фаз и последующего его выделения в виде наноразмерных равноосных включений.

Результаты исследования зеренной структуры фольг (рис.2), показали, что она также отличается на стороне А и В. Средний размер зерна на стороне фольги А составляет 8,7 мкм, а на стороне В 2,5 мкм. Формирования более крупных зерен у стороны А обусловлено тем, что при сверхбыстрой закалке олова формируются крупные (до 500 мкм) зерна и их размер слабо уменьшается при легировании различными элементами в пределах растворимости, достигаемой при сверхбыстрой закалке из расплава [2].

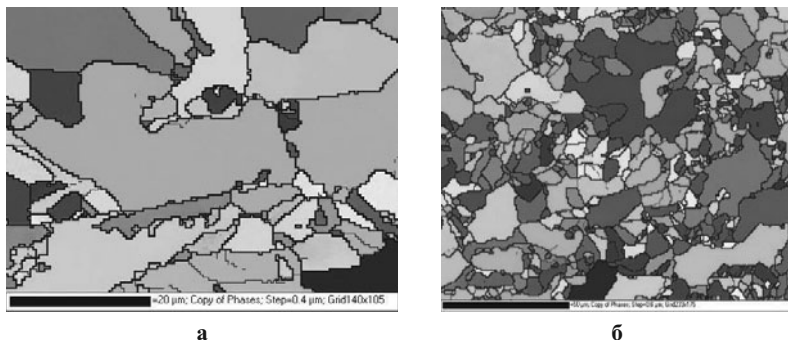


Рисунок 2 - Зеренная структура фольг сплава

Sn – 5,5 мас.%Zn – 5,0 мас.%In – 3 мас.% Bi: а - на стороне А, б - на стороне В

Изучение текстуры фольг показало, что на стороне фольги А, прилегающей к кристаллизатору, наблюдается преимущественный рост зерен, у которых плоскость (100) параллельна поверхности фольги. У свободно затвердевающей стороны фольги текстура отсутствует. Наличие текстуры (100) характерно для быстрозатвердевших фольгах олова и его сплавов [3]. Оно обусловлено наибольшей ретикулярной плотностью плоскости (100)

β -Sn, что приводит к преимущественному зарождению и росту зерен с такой ориентацией.

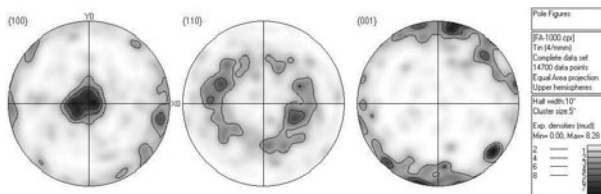


Рисунок 3 - Прямые полюсные фигуры фольг сплава Sn – 5,5 мас.%Zn – 5,0 мас.%In – 3 мас.% Bi: а - на стороне А

Таким образом, при сверхбыстрой закалке из расплава сплава Sn – 5,5 мас.%Zn – 5,0 мас.%In – 3 мас.% Bi формируются фольги с наноразмерными равномерно распределенными включениями цинка в твердом растворе висмута и индия в β -Sn.

Литература

1. Guo Zh., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling Material Properties of Lead-Free SolderAlloys // Journal of Electronic Materials. 2008.V. 37. №1. P. 23.
2. Гусакова О.В., Шепелевич В.Г. Быстрозотвердевшие сплавы олова. Минск: РИВШ. 2012. 150 с.
3. Гусакова О.В., Шепелевич В.Г. Зеренная структура и текстура быстрозатвердевших фольг олова, полученных при различных режимах сверхбыстрого охлаждения // Материалы, технологии, инструменты. 2010. Т. 15. № 2. С. 54.

МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕГО СПЛАВА In - 21 ат. % Bi

Щербаченко Л. П., Шепелевич В. Г., Гусакова С.В.

Белорусский государственный университет
220030, пр. Независимости, 4, Минск, Беларусь

Телефон: 8 (017) 209 - 54 - 08

E-mail: shepelevich@bsu.by

Большой интерес вызывают сплавы системы In-Bi, на основе которых могут быть разработаны припой с низкой температурой плавления. Одним из таких легкоплавких сплавов является эвтектический сплав In-21,5 ат. % Bi. Высокая стоимость индия и олова указывает на целесообразность использования ресурсосберегающих технологий получения легкоплавких сплавов. К таким технологиям относится высокоскоростное затвердевание, вызывающее значительное переохлаждение жидкой фазы. В связи с этим исследование фазового состава, микроструктуры и текстуры быстрозатвердевших фольг сплава In-21 ат. % Bi, близкого к эвтектическому, имеет научное и практическое значение.

Быстрозатвердевшая фольга сплава получали кристаллизацией капли расплава (~0,2 г) на внутренней полированной поверхности вращающегося медного цилиндра. Скорость охлаждения расплава, согласно расчетам [1], достигает $\sim 10^5$ K/c. Микроструктура фольг исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) LEO 1455 VP (Carl Zeiss), оснащенного приставкой фазового анализа HKL Channel 5. Объемная доля фаз, удельная поверхность межфазных границ и границ зерен определялись методом секущих. Рентгенографические исследования выполнялись на дифрактометре ДРОН-3. Текстура изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсные плотности p дифракционных линий индия и соединения In_2Bi рассчитывались по методу Харриса [2].

Рентгенографические исследования показали, что быстрозатвердевшие фольги сплава In - 21 ат. % Bi являются двухфазными, о чем свидетельствует появление на дифрактограмме сплава дифракционных линий

твердого раствора висмута в индии (002, 110, 112 и др.) и соединения In_2Bi (0002, $11\bar{2}0$, $10\bar{1}2$ и др.).

Изображение микроструктуры поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги сплава In-21 ат. % Bi представлено на рис. 1. Наблюдаются светлые и темные области, что свидетельствует о выделениях различных фаз.

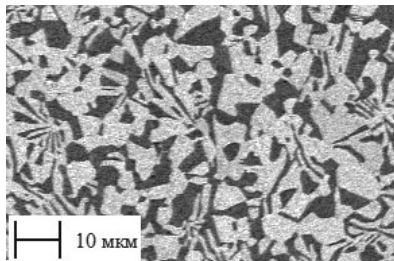


Рисунок 1 - Микроструктура фольги сплава In-21 ат. % Bi

Проведено рентгеноспектральное исследование поверхности фольги, в результате чего обнаружено неоднородное распределение компонентов. Белая область соответствует соединению In_2Bi , темная область соответствует фазе In. С помощью рентгеноспектрального микроанализа установлено, что концентрации обоих компонентов сплава в слоях фольги, прилегающих к ее противоположным поверхностям *A* и *B*, совпадают в пределах погрешности их определения, что важно при изготовлении легкоплавких припоев и чувствительных элементов противопожарных устройств [3].

Объемная доля индия $V_{\text{In}} = 0,64$, соединения In_2Bi $V_{\text{In}_2\text{Bi}} = 0,36$. Удельная поверхность межфазной границы (МФГ) $S_{\text{МФГ}} = 0,71 \text{ мкм}^{-1}$ и средние величины хорд случайных секущих на выделениях индия и соединения In_2Bi поперечного сечения имеют значения $d_{\text{In}} = 3,5 \text{ мкм}$, $d_{\text{In}_2\text{Bi}} = 2 \text{ мкм}$ фольги сплава In-21 ат. % Bi.

Выделения фазы In и соединения In_2Bi в фольге имеют зеренную структуру, что подтверждается исследованиями поверхностей *A* и *B* фольги с использованием приставки для фазового анализа. Фотографии зеренной структуры сплава In-21 ат. % Bi обеих фаз приведены на рис. 2. Изо-

бражение высокоугловых границ зерен (ВУГ) выделены черными жирными линиями, а малоугловых границ (МУГ) внутри зерен – черными тонкими линиями. Малоугловые границы наблюдаются не на всех сечениях выделений индия и промежуточной фазы In_2Bi .



Рисунок 2 – Зеренная структура сплава In-21 ат. % Bi: а) In_2Bi , б) In

Определены параметры зеренной структуры сплава In-21 ат. % Bi. Удельная поверхность высокоугловых границ в индии равна $S_{\text{In}}^{\text{ВУГ}} = 0,38 \text{ мкм}^{-1}$, а в промежуточной фазе In_2Bi $S_{\text{In}_2\text{Bi}}^{\text{ВУГ}} = 0,36 \text{ мкм}^{-1}$. Общая величина удельной поверхности высокоугловых границ равна $S_{\text{ВУГ}} = 0,74 \text{ мкм}^{-1}$. Малоугловые границы наблюдаются не на всех выделениях индия и промежуточной фазы. Их удельная поверхность составляет в индии $S_{\text{In}}^{\text{МУГ}} = 0,002 \text{ мкм}^{-1}$ и промежуточной фазе In_2Bi $S_{\text{In}_2\text{Bi}}^{\text{МУГ}} = 0,01 \text{ мкм}^{-1}$.

Максимальный размер хорд случайных секущих на зернах In достигает 9,0 мкм, а их средний размер, рассчитанный по всем измеренным хордам случайных секущих, составляет 1,5 мкм. Максимальный размер хорд случайных секущих на зернах соединения In_2Bi не превышает 10 мкм, а средняя их величина, равна 1,3 мкм. Аналогичное распределение хорд наблюдается и для стороны фольги В. Средний размер хорд случайных секущих на зернах In и In_2Bi составляет 1,8 и 1,1 мкм. Таким образом, экспериментально установлено, формирование микрокристаллической структуры в сплаве In-21 ат. % Bi при высокоскоростной кристаллизации

Проведены исследования быстрозатвердевших фольг сплава In-21 ат. % Bi, которые показали, что в них происходит образование текстур. Максимальные значения полюсных плотностей приходятся на дифракци-

онные линии 002 и 110 индия и дифракционные линии $10\bar{1}2$ и $20\bar{2}2$ фазы In_2Bi . Таким образом определено, что в быстрозатвердевшей фольге сплава $\text{In-21 ат. \% Bi}$ выделения индия преимущественно ориентируются плоскостями (001) и (110) параллельно поверхности фольги. На долю данной ориентировки приходится $\sim 80\%$ объема индия. Выделения соединения In_2Bi преимущественно ориентируются плоскостями ($10\bar{1}2$) и ($10\bar{1}1$) параллельно поверхности фольги. На долю данной ориентировки приходится $\sim 58\%$ объема In_2Bi . Такая же текстура наблюдается в слое В фольги, но менее выраженная.

В результате проведенных исследований с применением растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгенографических исследований определено, что быстрозатвердевшие фольги сплава $\text{In-21 ат. \% Bi}$ состоят из выделений индия и соединения In_2Bi . Экспериментально установлено, что фазы имеют микрокристаллическую структуру, при этом в индии формируется текстура (001)+(110), а в промежуточной фазе $\text{In}_2\text{Bi} - (10\bar{1}2)+(10\bar{1}1)$.

Литература

1. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия. 1982. 168 с.
2. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат. 1977. 480 с.
3. Пашков И. Н., Пикунов М.В., Таволжанский С.А., Пашков А.И. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсионном состоянии с микрокристаллической или аморфной структурой // Металлург. 2010. № 6. С.43.

СЕКЦИЯ 2. МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ

CHARACTERISATIONS OF THE MODIFIED MAGNESIUM ALLOY A. Apelfeld¹, B. Krit¹, V. Ludin¹, N. Morozova², B. Vladimirov³, Ruizhi Wu⁴

¹MAI (National Research University), Moscow 109383, Russia

²РМАРО, Moscow 123995, Russia

³JSC «Russian Space Systems», Moscow 111250, Russia

⁴Harbin Engineering University, Harbin 150001, P.R. China

E-mail: bkrit@mail.ru

Among the metal materials used in various branches of the modern industry, the magnesium alloys are of keen interest which is caused by their special characteristics [1]. Magnesium based alloys holds special place in biotechnology and medicine as besides these advantages of magnesium is nontoxic, biologically and mechanically compatible to bone and muscular tissues. Magnesium is fourth largest cation in a human body and participates in many metabolic processes. It is possible to use some Mg alloys as implants, and also use for the invasive devices containing the required pharmaceutical preparations and providing their address issue in an organism [2]. The detailed analysis of information on the subject of investigation including application of PEO coatings on Mg alloys for various purposes and influence of electrolytes composition on PEO coatings is made by us in the review [6].

Obviously that the main negative feature which significantly limits wide adoption of magnesium-based alloys is their high chemical activity and, as a result, low resistance to corrosion destruction. At the same time the main problem of its application is not even insufficient high level of their corrosion resistance, but is not controllable process of their degradation. As a solution, the development of materials with the required corrosion rate has to be carried out. Among others, it can be reached by modifying of magnesium alloys surface.

The plasma electrolytic oxidation (PEO) method which allows to synthesize high adhesive nanoceramic layers on magnesium alloys surface for control-

lable corrosion-protection ability is more and more widely applied for above mentioned purposes at recent years [3, 4].

As the material for carrying out of researches the industrial magnesium alloy MA2-1 have been chosen. PEO modifying was carried out in silicate-alkaline electrolytes with concentration of water glass C_{WG} 2 - 9 ml/l and potassium hydroxide C_{KOH} 2 - 8 g/l. Equality of anodic and cathodic current densities and their total value 11 - 16 A/dm² (50 Hz) was applied.

It has been revealed the anode voltage sharply drops at certain duration of the PEO process; this effect is accompanied by the extinction of the microarc discharge and produces a lot of defects by the etching. It is entirely inappropriate [2, 6]. Further we'll name the period before of the anode voltage drops as the Maximum Duration of «Defect-Free» Treatment (MDDFT).

The effect of electrolyte composition on MDDFT has been determined (Fig. 1, a). The upper-range value (54 min) observed at $C_{KOH} = 2$ g/l and $C_{WG} = 3$ ml/l, and the lower-range value (6 min) – at $C_{KOH} = 4$ g/l and $C_{WG} = 9$ ml/l.

Analyzing results of measuring of the formed coating thickness (Fig. 1, b) it is possible to note that the very thin oxide layers on MA2-1 alloy (10-27 μm) were formed in the electrolytes containing 2 g/l of KOH. The minimum value of 10 microns was recorded in $C_{KOH} = 2$ g/l and $C_{WG} = 6$ ml/l electrolyte. In electrolytes with $C_{KOH} = 4$ g/l, $C_{WG} = 6$ ml/l and $C_{KOH} = 6$ g/l, $C_{WG} = 3$ ml/l the maximum value of PEO coatings thickness (54 μm) was recorded.

With increasing of the concentration of the electrolyte components, especially of water glass, the through porosity was increases from 3.4% ($C_{KOH} = 2$ g/l, $C_{WG} = 3$ ml/l) up to 52.1% ($C_{KOH} = 4$ g/l, $C_{WG} = 9$ ml/l) (Fig. 1, c).

The effect of the PEO modifying on the electrochemical corrosion was estimated by potentiodynamic polarization measurements in a 3% NaCl solution at a sweep rate of 1 mV/s using the well-known three-electrode system. Dependence of corrosion current density (CCD) on electrolyte composition is shown in Fig. 1, d. The highest CCD ($4.05 \cdot 10^{-1}$ A/m²) observed at $C_{KOH} = 4$ g/l and $C_{WG} = 9$ ml/l, and the lowest one ($1.01 \cdot 10^{-2}$ A/m²) – at $C_{KOH} = 4$ g/l and $C_{WG} = 6$ ml/l. For untreated alloy CCD was $8.00 \cdot 10^{-1}$ A/m².

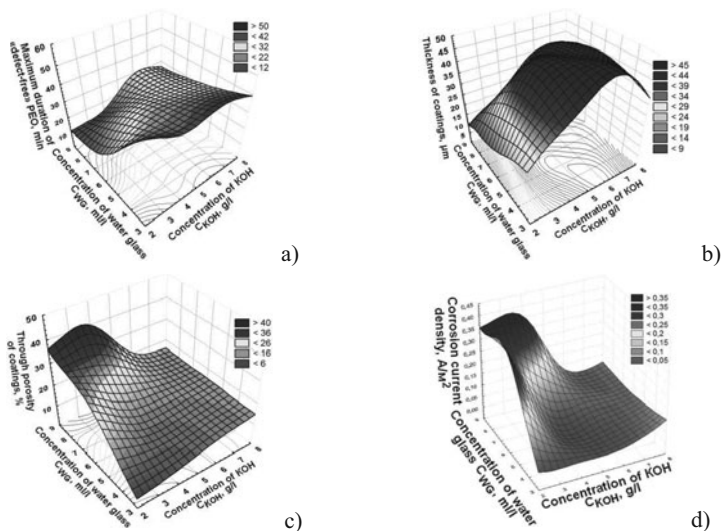


Figure 1 - Effect of electrolyte composition in relation to MA2-1 alloy on:
(a) maximum duration of «defect-free» PEO treatment; (b) thickness of formed PEO coatings; (c) through porosity of formed PEO coatings; (d) corrosion current density.

Thus in the described experiments the minimum value of CCD $1.01 \cdot 10^{-2}$ A/m² has been reached at PEO treatment of MA2-1 alloy in the electrolyte containing $C_{\text{KOH}} = 4$ g/l and $C_{\text{WG}} = 6$ ml/l. Processing in this electrolyte brought to 40 min of MDDFT, 54 microns of the coating thickness, and 8.8% of the through porosity. In order to further reduce the corrosion rate of the MA2-1 alloy the electrolyte containing $C_{\text{KOH}} = 4$ g/l and $C_{\text{WG}} = 6$ ml/l was taken as base, and various options of the combined PEO treatments have been tested.

In particular, at two-step treatment when MA2-1 alloy samples at first oxidized in the electrolyte containing 2 g/l of potassium hydroxide and 3 ml/l of water glass during 54 min (the greatest time of MDDFT) and then – in the electrolyte containing 4 g/l of potassium hydroxide and 6 ml/l of water glass during 40 min, the PEO coating of 63 microns thick with porosity of 4.2% has been formed. Potentiodynamic polarization measurements in a 3 % NaCl solution have shown that after two-step PEO treatment CCD was reduced almost by an order of magnitude – to $1.6 \cdot 10^{-3}$ A/m².

Using base electrolyte the affect of various additives on CCD has been investigated. Experiments have shown that fluorinated (KF and NaF) additives are capable essentially (still almost an order of magnitude) to reduce the rate of corrosion degradation. The highest decrease in corrosion current density – to $4.00 \cdot 10^{-4} \text{ A/m}^2$ – is noted at addition in base electrolyte of 5 g/l KF.

In recent years researches of PEO coatings with introduction of small-dimension particles of oxides to electrolyte [5-10] are actively carried out. We have carried out study of influence of ZrO_2 nanopowder additives in electrolytes for oxidation of MA2-1 alloy on morphology, thickness, through porosity and corrosion-protection ability of the formed PEO coating. Treatment was carried out within 30 min in the slurry electrolyte containing 4 g/l of potassium hydroxide, 6 ml/l of liquid glass, 5 g/l of fluoride of potassium, 10 g/l of diethanolamine (surfactant) and additives (2 and 5 g/l) of the nanopowder ZrO_2 with an average size of particles 50 nm at anodic and cathodic (50 Hz) mode at the initial total density of anodic and cathodic currents 16 A/dm^2 .

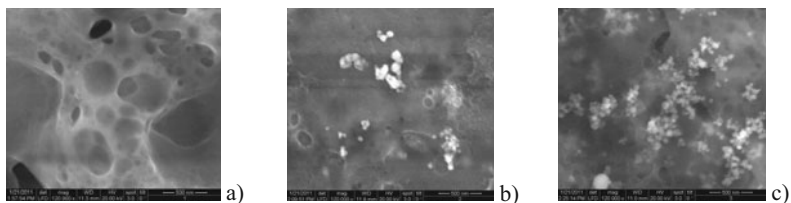


Figure 2 - Morphology of MA2-1 alloy PEO coatings surface:

- a - coating, formed in electrolyte without additives of ZrO_2 nanopowder;
- b – with additive of 2 g/l ZrO_2 ; c – with additive of 5 g/l ZrO_2

SEM data have shown that nanoparticles of zirconia are generally incorporated in PEO coating volume, though some of their quantity presents on surface (Fig. 2, b). With increase of ZrO_2 concentration in electrolyte on a surface of the coating their conglomerates are formed (Fig. 2, c).

The polarization curves obtained for samples with the PEO coatings formed in slurry electrolytes with ZrO_2 nanopowder additives shows that corrosion current density in comparison with a sample without coating decreases on 3-4 orders of magnitude and reaches minimum of $1.00 \cdot 10^{-4} \text{ A/m}^2$.

The results of researches show that interrelation between corrosion-protection ability of the coatings formed on alloy MA2-1 and PEO process duration and composition of electrolytes is obviously exists. Variation of this technology factors values could change the corrosion behavior of magnesium alloys in very wide limits estimated by orders of magnitude. The composition and concentration of components of electrolytes also have considerable effect on such important parameters of coatings as thickness, through porosity and «defect-free» period. At the same time, identification of this dependence in simple form isn't possible because of the difficult and multifactorial task. In our opinion the decision has to be formulated in the form of the interactive database «technology factors of PEO process vs. properties of the modified surface» in relation to Mg alloys. The results described in this report may become the initial step for it.

References

1. F.M. Elkin, Technol. Light Alloys (Tekhnologiya Legkikh Splavov) 1 (2007) 5–18 (In Russian).
2. B.V. Vladimirov, B.L. Krit, N.V. Morozova, A.V. Apelfeld, Surf. Eng. Appl. Electrochem. 50 (2014) 514–517.
3. I.V. Suminov, P.N. Belkin, A.V. Apelfeld, Lyudin V.B., B.L. Krit, A.M. Borisov. Plasma electrolytic surface modification of metals and alloys, vol. 2, Tekhnosfera, Moscow, 2011 (In Russian).
4. I.V. Suminov, A.V. Apelfeld, Lyudin V.B., B.L. Krit, A.M. Borisov. Microarc oxidation, Ekomet, Moscow, 2005 (In Russian).
5. M. Tang, H. Liu, W. Li, L. Zhu, Mater. Lett. 65 (2011) 413–415.
6. B.V. Vladimirov, B.L. Krit, Lyudin V.B., N.V. Morozova, A.D. Rossiyskaya, I.V. Suminov, A.V. Apelfeld, Surf. Eng. Appl. Electrochem. 50 (2014) 195–232.
7. F. Liu, D. Shan, Y. Song, E.-H. Han, Trans. Nonferr. Met. Soc. 21 (2011) 943–948.
8. K.M. Lee, K.R. Shin, S. Namgung, B. Yoo, D.H. Shin, Surf. Coat. Technol. 205 (2011) 3779–3784.
9. A.M. Borisov, B.L. Krit, V.B. Lyudin, N.V. Morozova, I.V. Suminov, A.V. Apelfeld, Surf. Eng. Appl. Electrochem. 52 (2016) 50–78.
10. R. Arrabal, E. Matykina, F. Viejo, P. Skeldon, G.E. Thompson, M.C Merino, Appl. Surf. Sci. 254 (2008) 6937–6942.