

Министерство образования и науки РФ

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего профессионального образования
«МАТИ — Российский государственный технологический
университет имени К. Э. Циолковского»

ООО «ПлазМАТИ»



13-я Международная
научно-техническая конференция

«БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ»

25-26 ноября 2014 года

СБОРНИК ТРУДОВ

Москва 2014 г.

УДК 669

Д 23

Редакционный совет:

проф., д.т.н. Барабанова О.А.,
проф., д.т.н. Бачин В.А.,
проф., д.ф.-м.н. Беграмбеков Л.Б.,
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. Конюшков Г.В.,

проф., д.т.н. Кудинов В.В.,
проф., д.ф.-м.н. Лигачев А.Е.,
проф., д.т.н. Лозован А.А.
проф., д.т.н. Пашков И.Н.,
проф., д.т.н. Серов М.М.,
проф., д.т.н. Суминов И.В.,
проф., д.т.н. Фролов В.А.
проф., д.т.н.Эпельфельд А.В.

Д 23 Быстрозакаленные материалы и покрытия // Труды 13-й Международной научно-технической конференции. 25-26 ноября 2014г. МАТИ: Сб. трудов. – М.:ПРОБЕЛ-2000, 2014. – 368 с.

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 13-й Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия», проходившей 25-26 ноября 2014 г. в МАТИ (г. Москва, ул. Полбина, 45).

ISBN 978-5-98604-464-4

УДК 669

© МАТИ, 2014

Содержание

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА In-47 АТ. % Sn <i>Шепелевич В.Г., Щербаченко Л.П.</i>	10
СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ ЭВТЕКТИКИ Sn – Pb <i>Гусакова О.В., Шепелевич В.Г., Гусакова С.В.</i>	14
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1 <i>Бецофен С.Я., Конкевич В.Ю., Осинцев О.Е., Авдюхина А.А., Воскресенская И.И., Грушин И.А.</i>	19
У ИСТОКОВ ПРОИЗВОДСТВА АРМИРОВАННОЙ КВАЗИМОНОЛИТНОЙ СТАЛИ <i>Лютый А.П.</i>	23
СТРУКТУРА, МИКРОТВЕРДОСТЬ И СТАБИЛЬНОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ БИНАРНЫХ СИСТЕМ ОЛОВО – ИНДИЙ И ОЛОВО – СУРЬМА <i>Гусакова О.В., Шепелевич В.Г.</i>	27
НОВЫЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ И УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПРОЦЕССА ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЗАТВЕРДЕВАНИЯ РАСПЛАВА <i>Одинокоев С.А.</i>	32

СЕКЦИЯ 2. МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ

ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ TiAl ИЗ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА <i>Варданын Э.Л., Будилов В.В., Киреев Р.М.</i>	36
МЕТОДИКА РАСЧЕТА КОНТАКТНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С УЧЕТОМ ОКИСНЫХ, ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ И КАПИЛЛЯРНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПЛЕНOK <i>Савченко В.А., Столяров С.П.</i>	40
МУЛЬТИСЛОЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ Ti-C-Si С СМК СТРУКТУРОЙ, СИНТЕЗИРУЕМЫЕ ИЗ ВАКУУМНЫХ ДУГ <i>Шехтман С.Р., Будилов В.В., Янсаитова М.И.</i>	44
РАССЕИВАНИЕ БЫСТРЫХ АТОМОВ ОТ МИШЕНИ В ИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ОПТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ <i>Вольяни О.Д., Кузьмичёв А.И.</i>	48

СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМОПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ТОРЦЕВЫХ УПЛОТНЕНИЙ <i>Крит Б.Л., Морозова Н.В., Рыжиков И.А., Савва В.В., Сомов О.В., Суминов И.В., Эпельфельд А.В.</i>	52
ВАКУУМНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ИЗ ПЛАЗМЫ ТЛЕЮЩЕГО И ДУГОВОГО РАЗРЯДОВ <i>Никитин М.М.</i>	57
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ КОМПАКТНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА ЭП741НП <i>Тармосин Е. В., Серов М. М.</i>	61
ОСОБЕННОСТИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ФЛУОРЕСЦЕНЦИИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИОНОПУЧКОВОМ ВОЗБУЖДЕНИИ <i>Егоров В.К., Егоров Е.В., Афанасьев М.С.</i>	66
ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ <i>Калита В.И., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Радюк А.А., Севостьянов М.А., Баикин А.С., Алпатов А.В., Румянцев Б.А., Пустов Ю.А., Гладких Н.А.</i>	74
ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ С КАРБИДОХРОМОВЫМ ПОКРЫТИЕМ <i>Васин В.А., Невровский В.А., Сомов О.В.</i>	81
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ДИОКСИД ЦИРКОНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ <i>Борисов А.М., Виноградов А.В., Савушкина С.В., Полянский М.Н.</i>	87
МАЛОУГЛОВОЕ ПРИБЛИЖЕНИЕ И МОДЕЛЬ ОСВАЛЬДА-КАСПЕРА- ГАУКЛЕРА (ОКГ) В ЗАДАЧАХ ОТРАЖЕНИЯ ЭЛЕКТРОНОВ ОТ ТВЁРДЫХ ТЕЛ <i>Афанасьев В.П., Капля П.С., Лисицына Е.Д.</i>	91
ПРОБЛЕМА «INTRINSIC EXCITATION» В СПЕКТРАХ РЕНТГЕНОВСКОЙ ФОТОЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ АЛЮМИНИЯ И МАГНИЯ <i>Афанасьев В.П., Грязев А.С., Капля П.С., Андреева Ю.О.</i>	98
СПЕКТРЫ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ, ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЕ СЕЧЕНИЯ НЕУПРУГИХ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ И РЕНТГЕНОВСКИЕ ФОТОЭЛЕКТРОННЫЕ СПЕКТРЫ С УГЛОВЫМ РАЗРЕШЕНИЕМ НИОБИЯ <i>Афанасьев В.П., Грязев А.С., Капля П.С., Андреева Ю.О., Головина О.Ю., Гвоздовский И.В.</i>	104

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА Mo-Ti-N, Mo-Cu-N ПОКРЫТИЙ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СОВМЕЩЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ МЕТАЛЛОВ	111
<i>Углов В.В., Кулеиов А.К., Русальский Д.П.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БАРЬЕРНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА ДЕСОРБЦИЮ ДЕЙТЕРИЯ ИЗ МИШЕНЕЙ ВАКУУМНЫХ НЕЙТРОННЫХ ТРУБОК	115
<i>Безрамбекова С.А., Гришечкин С.К., Двойченкова О.А., Евсин А.Е., Каплевский А.С., Щитов Н.Н., Юрков Д.И.</i>	
МЕТОДИКА РАССЧЕТА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СПЕКТРОВ ФИЗИЧЕСКОГО РАСПЫЛЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С ПОТОКАМИ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ СРЕДНИХ ЭНЕРГИЙ	119
<i>Барат А.А., Манухин В.В.</i>	
НАНЕСЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ С ВЫСОКОЙ АДГЕЗИЕЙ	123
<i>Берлин Е.В., Григорьев В.Ю.</i>	
УСТАНОВКА ИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ С ПЛАЗМЕННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ	127
<i>Берлин Е.В., Григорьев В.Ю.</i>	
ДИФРАКЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ НА ЭПИГРАММАХ, ПОЛУЧАЕМЫХ НА УСТАНОВКЕ ПРДУ «КРОС»	131
<i>Потрахов Н.Н., Лифшиц В.А., Осес Рамон, Потрахов Е.Н.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПЛАКИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ В УСЛОВИЯХ ГРАНИЧНОЙ СМАЗКИ	135
<i>Гусев В.М., Елагина О.Ю., Буклаков А.Г., Гантимиров Б.М., Мордынский В.Б.</i>	
ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ	141
<i>Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Мордынский В.Б., Ильичев М.В., Филиппов Г.А.</i>	
РАЗРАБОТКА И ИСПЫТАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ПЛУНЖЕРОВ БУРОВЫХ НАСОСОВ	147
<i>Гусев В.М., Буклаков А.Г., Гантимиров Б.М., Мордынский В.Б.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПЛАКИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ	154
<i>Гусев В.М., Елагина О.Ю., Буклаков А.Г., Мордынский В.Б.</i>	
УПРАВЛЕНИЕ ПРОЕКТАМИ РАЗРАБОТКИ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	160
<i>Гришаева С.А., Каландаришвили Ш.Н.</i>	

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК СУЛЬФАТА НИКЕЛЯ В ЭЛЕКТРОЛИТ НА СОСТАВ, МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МДО-ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ5	164
<i>Герасимов М.В., Богдашкина Н.В., Желтухин Р.В., Жуков С.В., Залаветдинов Р.Х., Российская А.Д., Шербаков А.И., Эпельфельд А.В.</i>	
РАЗРАБОТКА АТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ ГРУППОВОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ	169
<i>Чудинов Д.Б.</i>	
ПОКРЫТИЕ С СОДЕРЖАНИЕМ ВОЛЬФРАМА ДЛЯ КОМПЛЕКСНОЙ ЗАЩИТЫ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ	173
<i>Вилков Ф.Е., Лозован А.А., Данилин В.В.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛОБУЛ, ПОЛУЧЕННЫХ ВБЛИЗИ КАТОДА ИЗ КАПЕЛЬНОЙ ФРАКЦИИ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА	179
<i>Смолянов Н.А., Панькин Н.А., Мишкин В.П.</i>	
О ПРИРОДЕ КОНТРАСТА ИЗОБРАЖЕНИЯ В РЭМ В РЕЖИМЕ РЕГИСТРАЦИИ ОТРАЖЕННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ С СЕЛЕКЦИЕЙ ПО ЭНЕРГИИ	183
<i>Барченко В.Т., Долгинцев Д.М., Полищук В.А., Пронин В.П.</i>	
ФОРМИРОВАНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ СТРУКТУР ПРИ ЛАЗЕРНОМ НАПЫЛЕНИИ ТИТАНА НА СИТАЛЛ	187
<i>Лозован А.А., Прищепов С.В., Франгулов С.В.</i>	
МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ В ОБЛАСТИ НАНОТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ЗАДАЧ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ	192
<i>Шмыткова Е.А., Ризаханов Р.Н., Левин А.Д., Полянский М.Н., Сигалаев С.К., Савушкина С.В., Соколова Н.А., Казаков В.А., Ивлиева В.А.</i>	
ВАКУМНОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ	199
<i>Казаченко В.П., Попов А.Н., Дворак А.М., Попова М.А., Базуев И.В.</i>	
ОЦЕНКА ПАРМЕТРОВ ИЗЛУЧЕНИЯ ДОИСПАРЯЮЩЕГО ЛАЗЕРА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КОЛЛИНЕАРНОЙ СХЕМЫ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ	203
<i>Лозован А.А., Александрова С.С., Франгулов С.В.</i>	
ИЗМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ, В ПРОЦЕССЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОНТАКТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ГАЗОВОЙ ПЛАЗМЫ АРГОНА ПРИ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ	207
<i>Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Румянцев Ю.С., Иванчук С.Б., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С.</i>	

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ПОТОКОВ ГАЗО-МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95 пчТ2	216
<i>Плихунов В.В., Петров Л.М., Григорович К.В., Румянцев Ю.С., Иванчук С.Б., Семенов В.Д., Арсенкин А.М., Спрыгин Г.С.</i>	
ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30ХГСА ПРИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ КОНТАКТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ГАЗОВОЙ ПЛАЗМЫ АРГОНА	225
<i>Плихунов В.В., Петров Л.М., Иванчук С.Б., Смирнова А.Н.</i>	
<u>СЕКЦИЯ 3. ЛАЗЕРНЫЕ, ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЕ МЕТОДЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ</u>	
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЛИТИЕВОАЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ФОТОСИТАЛЛАХ МЕТОДОМ АННИГИЛЯЦИИ ПОЗИТРОНОВ	234
<i>Красников А.С., Миркин Л.И., Гобелев С.Н.</i>	
ЭРОЗИЯ ЭЛЕКТРОДОВ ИСКРО-ДУГОВЫХ ИСТОЧНИКОВ ИОНОВ ВАКУУМНЫХ НЕЙТРОННЫХ ТРУБОК	241
<i>Румянцев Г.С., Узлов А.А., Щитов Н.Н.</i>	
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДИ, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ ХРОМА	248
<i>Черенда Н.Н., Ласковнев А.П., Басалай А.В., Узлов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М.</i>	
УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА ПОТОКАМИ ЭЛЕКТРОНОВ	252
<i>Ковальков В.К.</i>	
МОДИФИКАЦИЯ СПЛАВА ВТ6 КОМПРЕССИОННЫМИ ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ	257
<i>Черенда Н.Н., Ласковнев А.П., Басалай А.В., Шиманский В.И., Узлов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М., Изобелло А.Ю.</i>	
ПОВЕДЕНИЕ ВОДОРОДА В ЦИРКОНИИ ПРИ ЕГО ПЛАЗМЕННОМ ОБЛУЧЕНИИ И ПРИ ИСПЫТАНИЯХ ОБЛУЧЕННЫХ ОБРАЗЦОВ В ПЕРЕГРЕТОМ ПАРЕ	261
<i>Беграмбеков Л.Б., Евсин А.Е., Каплевский А.С.</i>	
ФРАКТАЛЬНОСТЬ ЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПЛАЗМОЙ	265
<i>Борисовский П.А., Киселев Г.В., Моос Е.Н.</i>	
ИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	269
<i>Андреанова Н.Н., Борисов А.М., Виргильев Ю.С., Машкова Е.С., Севостьянова В.С.</i>	

АЗОТИРОВАНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ <i>Белкин В.С., Кусманов С.А.</i>	273
ЭЛЕМЕНТНЫЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СИСТЕМЫ $ZrSiN$, ОБЛУЧЕННОЙ ИОНАМИ He <i>Углов В.В., Шиманский В.И., Сувалов А.М.</i>	277
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОПЕРЕНОСА В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТИТАНО-ВОЛЬФРАМОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА С УЧЕТОМ ЕГО ГЕТЕРОГЕННОСТИ <i>Углов В.В., Кулеиов А.К., Крутилина Е.А., Шиманский В.И., Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф.</i>	281
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО МОЛИБДЕНОМ И ЦИРКОНИЕМ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КОМПРЕССИОННЫМИ ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ <i>Шиманский В.И., Черенда Н.Н., Углов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М.</i>	285
КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ИОННО-АССИСТИРУЕМЫМ И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ОСАЖДЕНИЕМ <i>Поплавский В.В., Дорожеко А.В., Матыс В.Г., Смягликов И.П., Селифанов С.О.</i>	289
ВЛИЯНИЕ ОКСИДНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ <i>Шишкин М.В., Дьяков И.Г.</i>	294
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СКОРОСТНОЙ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО- ПЛАЗМЕННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ НА СВОЙСТВА ТИТАНА <i>Комиссарова М.Р., Дьяков И. Г., Гладий Ю.П.</i>	297
ФОРМИРОВАНИЕ ТОПОГРАФИИ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ МНОГОКОМПОНЕНТНЫМ ПУЧКОМ ИОНОВ С ШИРОКИМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ СПЕКТРОМ <i>Волков Н.В.</i>	302
ВАКУУМНО-ДУГОВАЯ ДЕЗАКТИВАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ <i>Кузнецов В.Г., Пониматкин В.П., Курбанов Т.А., Смирнов И.В.</i>	308
АНОДНАЯ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ НИТРОЗАКАЛКА СТАЛИ 45 В НИТРАТНО-ХЛОРИДНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ <i>Смирнов А.А., Бараишкѳв В.Н., Тарасѳв П.В., Кусманѳв С.А.</i>	313
ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЭЛЕКТРОЛИТА ДЛЯ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ <i>Кусманѳва Ю.В., Фролов И.С., Домбаев Д.Д.</i>	317

ИСТОЧНИКИ БЫСТРЫХ НЕЙТРАЛЬНЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ <i>Барченко В.Т., Бабинов Н.А.</i>	321
--	-----

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕСАМОСТОЯТЕЛЬНОГО ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА ДЛЯ АЗОТИРОВАНИЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС <i>Барченко В.Т., Коваленко В.А., Лисенков А.А., Севастьянов А.С.</i>	325
--	-----

МОДЕЛЬ ЭМИССИИ ДИМЕРОВ, РАСПЫЛЕННЫХ ИЗ МЕТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ НЕЛИНЕЙНЫХ КАСКАДОВ СТОЛКНОВЕНИЙ <i>Белых С.Ф., Толстогузов А.Б., Лозован А.А.</i>	329
--	-----

БОРОНИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ ПРИ АНОДНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ <i>Тамбовский И.В., Горохов И.С., Комиссарова М. Р., Кусманов С.А., Дьяков И.Г., Наумов А.Р., Белкин П.Н</i>	333
---	-----

СЕКЦИЯ 4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И НЕРАЗЪЕМНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

АЛЮМОИТТРИЕВОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ <i>Варфоломеев М.С., Моисеев В.С.</i>	337
---	-----

РАЗРАБОТКА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ КЕРАМИКА ВК94-1 — МЕТАЛЛ — ЛЕЙКОСАПФИР <i>Барабанова О.А., Набатчиков С.В., Клокова М.С., Ризаханов Р.Н., Сигалаев С.К.</i>	341
---	-----

ПРИМЕНЕНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ДЛЯ СОЗДАНИЙ ФЕРРИТОВ С МЕТАЛЛАМИ <i>Котина Н.М., Жевалев О.Ю., Куц Л.Е., Вавилина Н.А., Кипин Е.С.</i>	351
---	-----

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ОСНАСТКА ДЛЯ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ УЗЛОВ В ВАКУУМНЫХ ПЕЧАХ <i>Котина Н.М., Жевалев О.Ю., Балакин А.Н., Семенов С.В., Муртаев С.И.</i>	355
--	-----

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИПОЕВ СИСТЕМЫ ЦИНК – АЛЮМИНИЙ ДЛЯ ПАЙКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <i>Анохин А.А., Пашков И.Н., Баженов В.Е.</i>	359
---	-----

Авторский указатель	362
---------------------	-----

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА In-47 ат. % Sn

Шепелевич В.Г., Щербаченко Л.П.

Белорусский государственный университет

220030, пр. Независимости, 4, Минск, Беларусь

E-mail: Shepelevich@bsu.by

В современной электронной промышленности одной из важнейших задач является получение новых высокоэффективных материалов с заданной структурой и свойствами. В настоящее время в технике все более широко применяются припои содержащие индий, серебро, висмут. Однако данные компоненты являются дорогостоящими и для снижения стоимости изготавливаемых изделий применяют энерго- и ресурсосберегающие технологии. Одной из таких технологий является высокоскоростная кристаллизация. Высокоскоростная кристаллизация приводит к изменению фазового состава, зеренной структуры, возникновению преимущественной текстуры в фольгах. В связи с этим в данной работе проведено исследование зеренной структуры быстрозатвердевших фольг эвтектического сплава In-47 ат. % Sn.

Для изготовления эвтектического сплава In-47 ат. % Sn использовались компоненты, чистота которых была не хуже 99,9999 %. Сплав изготавливался сплавлением компонентов в кварцевых ампулах. Средняя часть слитка сплава использовалась для изготовления фольг. Капля расплава инжигировалась на внутреннюю поверхность быстровращающегося медного цилиндра. При кристаллизации получались фольги длиной до 10 см, шириной до 1 см и толщиной 30...80 мкм. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [1], находится в пределах $10^5 \dots 10^6$ К/с. Рентгеноспектральный микроанализ фольг осуществлялся с использованием энергодисперсного SiLi-полупроводникового детектора немецкой фирмы «Röntec». При исследовании зеренной структуры фольг применялся метод дифракции отраженных электронов, который осуществлялся с помощью специальной приставки фазового анализа «HKL CHANNEL 5» к растровому микроскопу LEO 1455 VP. Для изучения текстуры фольг эвтектического сплава InSn с помощью обратных полюсных фигур проводились рентгено-

структурные исследования на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении.

Фотография структуры поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги эвтектического сплава In-47 ат. % Sn представлено на рисунке 1. Данный сплав является смесью двух фаз. β -Фаза (In_3Sn) имеет тетрагональную решетку и на рисунке данной фазе соответствует серая область. γ -Фаза (InSn_4) имеет гексагональную решетку и на рисунке данной фазе соответствует белая область [2-5].

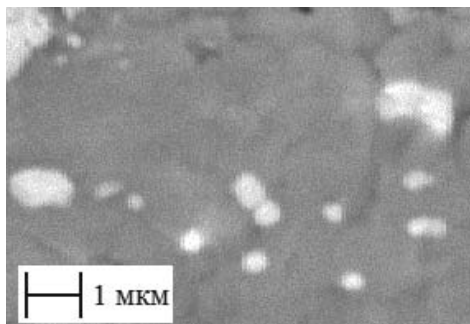
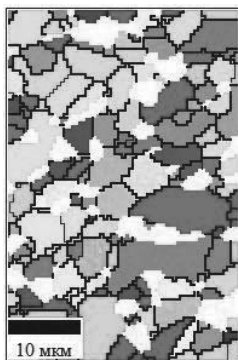


Рисунок 1. Структура поперечного сечения фольги эвтектического сплава In-47 ат. % Sn

Быстрозатвердевшие фольги β - и γ -фаз эвтектического сплава In-47 ат. % Sn имеют поликристаллическую структуру. На рисунке 2 приведена фотография зеренной структуры на поверхности A , контактирующей с кристаллизатором, фольги. Зерна имеют преимущественно неравноосную форму. Исследование зеренной структуры методом дифракции отраженных электронов позволяет определить зеренные и малоугловые границы в отдельных зернах. На рисунке представлено изображение зеренных границ (черные жирные линии) и малоугловые границы (черные тонкие линии) для фольги сплава In-47 ат. % Sn.



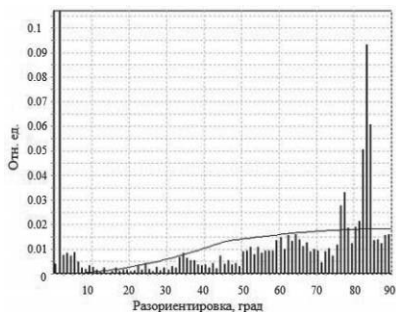
а)



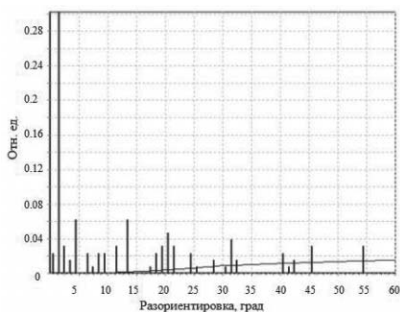
б)

Рисунок 2. Зеренная структура эвтектического сплава In-47 ат. % Sn:
а) β -фаза (In_3Sn), б) γ -фаза (InSn_4)

Высокоугловые границы между соседними зернами β -фазы и соседними зернами γ -фазы имеют различные углы разориентировки (рисунок 3). При этом наблюдается присутствие преимущественной разориентировки между зернами в β -фазе, которая составляет $82-85^\circ$. В γ -фазе преимущественной разориентировки между зернами не наблюдается.



а)



б)

Рисунок 3. Высокоугловые границы между соседними зернами эвтектического сплава InSn: а) β -фаза (In_3Sn), б) γ -фаза (InSn_4)

Значения удельной поверхности межфазных, а также межзеренных границ быстрозатвердевшей фольги сплава In-47 ат. % Sn приведены в таблице 1.

Таблица 1

**Параметры микроструктуры эвтектического сплава
In-47 ат. % Sn (β -фаза – In_3Sn , γ -фаза – InSn_4)**

Удельная поверхность, мкм^{-1}	Поверхность	
	А	В
$S_{\text{МФ}}$	0,34	0,13
$S_{\beta}^{\text{ВУГ}}$	0,57	0,37
$S_{\gamma}^{\text{ВУГ}}$	0,008	0,003
$S_{\beta}^{\text{МУГ}}$	0,04	0,02
$S_{\gamma}^{\text{МУГ}}$	0,003	0,002

Удельная поверхность межфазной границы на поверхности А в 2,5 раза больше, чем на противоположной стороне. Это объясняется укрупнением зеренной структуры фольги в направлении теплоотвода.

Установлено, что быстрозатвердевшие фольги сплава In-47 ат. % Sn состоят из выделений двух фаз (β -фазы и γ -фазы). Фольги имеют зеренную структуру. Наблюдается присутствие преимущественной разориентировки между зернами в β -фазе, которая составляет 82-85°. В γ -фазе преимущественной разориентировки между зернами не наблюдается.

Литература

1. Мирошниченко, И.С. Закалка из жидкого состояния. - Москва: Металлургия, 1982. – 168 с.
2. Kubiak R. Crystallization, decomposition and superconductivity of β - In_3Sn // J. of the Less Common Metals. – 1979. – V. 65, № 2. – P. 283-287.
3. Смитлз К. Дж. Металлы / К. Дж.Смитлз. Металлургия. – 1980. – 447 с.
4. Yeh C.-H., Chang L.-S. and Straumal B. // Defect and Diffusion Forum. – 2006. – V. 258-260. – P. 491-496.
5. Шепелевич В.Г., Ван Цзинцзе. Фазовый состав быстрозатвердевших фольг сплавов системы In-Sn // Материалы VIII международной научно-практической конференции «Kluczowe aspekty naukowej działalności». – Т. 17, Физика. – 2012. – С. 47-50.

СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ ЭВТЕКТИКИ Sn – Pb

Гусакова О.В., Шепелевич В.Г., Гусакова С.В.

Белорусский государственный университет

220030, Минск, пр. Независимости, 4

E-mail: Shepelevich@bsu.by

Эвтектические сплавы составляют большой круг материалов с широким диапазоном свойств. В частности в электронной промышленности эвтектические сплавы на основе олова являются основой для изготовления припоев [1]. Структура и свойства этих сплавов, полученных в квазиравновесных условиях, хорошо изучены [2]. Существующая в настоящее время тенденция уменьшения размера паяных соединений делает актуальной изготовление припоев в виде тонких фольг, которые синтезируются в сильно неравновесных условиях затвердевания. Кроме того в зонах паяного шва, прилегающих к подложке, скорости охлаждения могут быть существенно выше, чем используемые в технологии пайки 3 – 4 К/с. Низкая температура плавления эвтектических сплавов на основе олова приводит к их старению при комнатной температуре. Поэтому исследование изменения микроструктуры быстрозатвердевших фольг является актуальным.

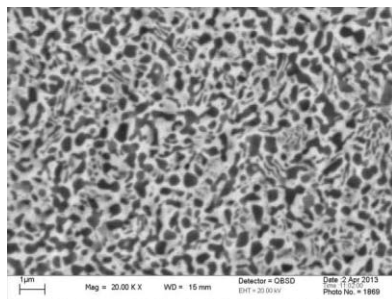
Сплавы системы Sn – 39.1 мас. % Pb были предварительно сплавлены из компонентов, чистота которых не менее 99.99 %. Затем из них изготовлены фольги путем кристаллизации капли расплава на внутренней полированной поверхности быстро вращающегося полого медного цилиндра диаметром 20 см. Линейная скорость движения поверхности кристаллизатора 15 м/с. Скорость охлаждения расплава оцененная по толщине фольги $\approx 5 \cdot 10^5$ К/с [3].

Микроструктура наблюдалась в отраженных электронах с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455VP. Состав определялся рентгеноспектральным микроанализом с относительной погрешностью не более 5 %. Методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ), реализованным с помощью системы HKL EBSD Premium System Channel 5 (Oxford Instruments, Великобритания), исследована зеренная структура и текстура в быстрозатвердевших фольгах, с поверхности, прилегающей к кристаллизатору. Текстура фольг исследовалась также рентгеноструктурным анализом

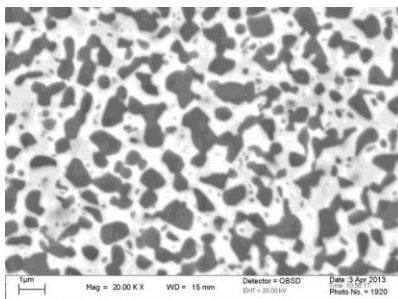
с помощью обратных полюсных фигур. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитывались методом Харриса [4].

Микроструктура фольг представлена на рисунке 1. Фольги затвердевают с образованием двух фаз: пересыщенного твердого раствора на основе олова (темные частицы) и пересыщенного оловом твердого раствора на основе свинца (светлые частицы).

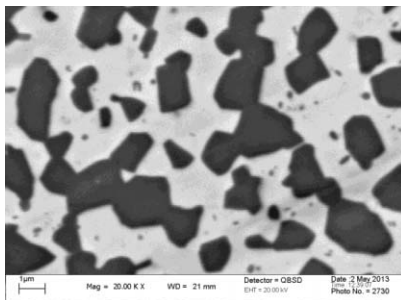
Микроструктура исходных фольг отличается дисперсностью фаз олова и свинца. Максимальный размер включений олова не превышает 500 нм. Отмечается большое число вытянутых включений олова, с минимальной толщиной 10-20 нм (рис. 1а). В отличие от микроструктуры сплава Sn – 58.0 мас. % Bi, полученного при скоростях охлаждения расплава 10^{-2} K/c [5], в микроструктуре быстрозатвердевших фольг невозможно выделить базовые кристаллы и колониальную структуры.



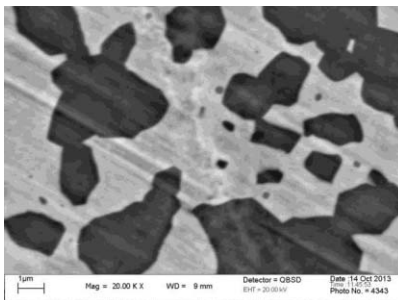
t=2 часа



t=26 часов



t=210 часов

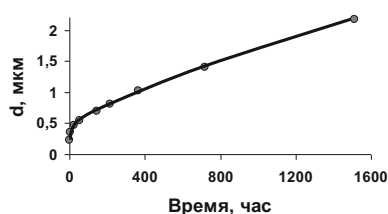


t=1500 часов

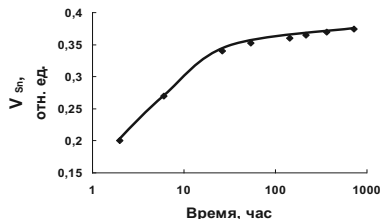
Рисунок 1. Микроструктура фольг эвтектики Sn – Pb при различных временах выдержки

В процессе старения микроструктура быстрозатвердевших фольг претерпевает изменения: На рисунке 1 проиллюстрирован характер изменения формы и размера составляющих эвтектического сплава Sn – Pb. В процессе старения размер выделений свинца и олова увеличивается, а их форма стремится к равноосной.

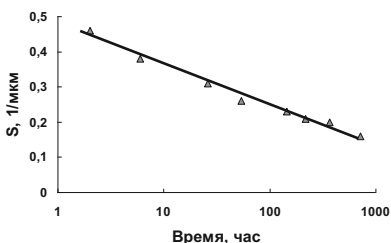
Результаты исследований параметров микроструктуры фольг в зависимости от времени старения показали, что в течение 20 – 30 часов после изготовления размер выделений свинца и олова увеличивается в два раза, в это же время в два раза увеличивается объемная доля фазы олова. Укрупнение размеров частиц олова и свинца обусловлено уменьшением поверхностной энергии системы. Удельная поверхность межфазных границ монотонно уменьшается. Зависимости среднего значения хорд секущих фазы олова d , объемной доли фазы олова V_{Sn} и удельной поверхности межфазных границ S от времени выдержки при комнатной температуре приведены на рисунке 2 а, б и в – соответственно.



а)



б)



в)

Рисунок 2. Зависимости среднего значения хорд секущих фазы олова d (а), объемной доли фазы Sn V_{Sn} (б) и удельной поверхности межфазных границ S от времени выдержки при комнатной температуре

Зеренная структура фольг исследовалась через 20 часов после их изготовления. На рисунке 3 приведена зеренная структура свинца (а) и олова (б) у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору. Размер зерен свин-

ца не превышает 2 мкм, средний размер зерен олова составляет 0,9 мкм. Формирование микрокристаллической текстуры быстрозатвердевших фольг обусловлено высокими скоростями охлаждения расплава, обеспечивающими достижение глубокого переохлаждения расплава. При этом может протекать спинодальный распад расплава с образованием наноразмерных кластеров со структурой подобной кристаллической решетке свинца или олова [6], что является основой для образования множественных центров кристаллизации.

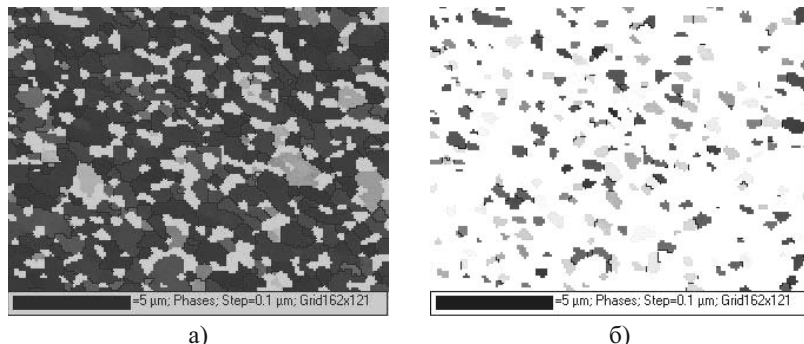


Рисунок 3. Зеренная структура фольг эвтектики Sn – Pb:
а - фаза свинца, б- фаза олова

Таблица 1

Значения полюсных плотностей дифракционных линий Pb и Sn

Режимы отжига	Дифракционные линии											
	Фаза свинца						Фаза олова					
	111	200	220	311	331	420	200	101	220	211	301	112
Исх	3,9	0,8	0,4	0,4	0,3	0,2	3,9	1,2	0,2	0,2	0,2	0,3
100°, 1 час	3,9	0,9	0,5	0,3	0,3	0,1	3,8	1,2	0,2	0,2	0,2	0,4
100°, 5 час	4,0	0,9	0,5	0,3	0,2	0,1	3,9	1,2	0,2	0,2	0,2	0,3

Быстрозатвердевшие фольги отличаются выраженной текстурой фазы свинца, заключающейся в преимущественном образовании у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору зерен у которых плоскость (111) параллельна поверхности фольги. Наблюдается также повышенная полюсная плотность дифракционной линии 200 фазы олова. Такая текстура ха-

рактерна для быстрозатвердевших фольг свинца и олова и сплавов на их основе [7,8]. В таблице 1 приведены результаты исследования текстуры фольг после отжига. Изотермический отжиг при температуре 100 °С в течение часа и пяти часов не приводит к изменению характера текстуры фольг.

Таким образом, при сверхбыстром охлаждении расплава эвтектический сплав Sn – Pb затвердевает с образованием мелкодисперсной структуры состоящей из пересыщенных твердых растворов на основе олова и свинца. При старении наблюдается распад пересыщенных твердых растворов и огрубление микроструктуры при сохранении текстуры.

Литература

1. Пивненко, В. Актуальность перехода к сплавам, используемым в бессвинцовых процессах / В. Пивненко // Радио компоненты. – 2006. – № 3 (9). – С. 8–35.
2. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. М: Металлургия, 1978. 312 с.
3. Сомов А.И, Тихоновский М.А. Эвтектические композиции. М: Металлургия, 1975. 304.
4. 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.54–57.
5. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
6. Galenko P., V. Lebedev Non-equilibrium effects in spinodal decomposition of a binary system //Physics Letters. A 372. – 2008. – P. 985–989.
7. Гусакова О.В., Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие сплавы олова. Минск: РИВШ, 2012. 150 с.
8. Белая О.Н., Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие фольги Pb и его сплавов с Cd, Sn и Sb // Физика и химия обработки материалов. –205. №6. – С.67–72.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ МА14 И МА2-1

**Бецофен С.Я., Конкевич В.Ю., Осинцев О.Е., Авдюхина А.А.,
Воскресенская И.И., Грушин И.А.**

ФГБОУ ВПО «МАТИ — Российский государственный технологический
университет имени К. Э. Циолковского»

ОАО «Всероссийский институт легких сплавов»

Москва, 103767, Россия

E-mail: s.betsofen@gmail.com

1. Введение

Одним из эффективных способов повышения прочностных свойств магниевых сплавов является использование высоких скоростей охлаждения при кристаллизации, в частности гранульной металлургии, для получения мелкого зерна [1]. Известно, что измельчение структуры снижает активность двойникования тем самым эффективно влияет на деформационное поведение магниевых сплавов [2]. В связи с этим особый интерес представляло исследование кристаллографической текстуры и анизотропии механических свойств полученных методом гранульной металлургии полуфабрикатов из промышленных сплавов магния, а также установление количественных корреляций между параметрами текстуры и анизотропией свойств прессованных профилей.

2. Материалы и методы исследования

В качестве стандартных деформируемых магниевых сплавов были выбраны сплавы МА2-1 и МА14. Их расплавы для получения гранул распыляли центробежным методом в среде жидкого азота (скорость охлаждения 10^3 – 10^4 град/с) и газообразного гелия (скорость охлаждения 10^4 – 10^5 град/с).

Компактирование гранул проводили методом горячего формования в контейнере диаметром 650 мм на прессе усилием 120 МН. Из компактированных заготовок получали прутки диаметром 190 мм, а также полосы сечением 80×90 и 16×80 мм (деформация $\epsilon = \ln(S_0/S) = 2,5; 3,8; 5,6$ соответственно). Для сравнения полуфабрикаты таких же размеров изготавливали из слитков сплавов МА2-1 и МА14 аналогичных химических составов; слит-

ки получали полунепрерывным методом со скоростью кристаллизации 10–100 град/с. Вклад текстуры в анизотропию прочностных свойств полуфабрикатов оценивали по расчетным значениям фактора Тейлора для базисного скольжения (M). Анизотропию оценивали по двум параметрам: коэффициенту «текстурной» анизотропии ($K_a^T = \bar{M}_{\text{дн}} / \bar{M}_{\text{пн}}$) и коэффициенту «прочностной» анизотропии ($K_a^\sigma = \sigma_{\text{дн}} / \sigma_{\text{пн}}$).

3. Результаты и их обсуждение

Для прессованных полуфабрикатов из магниевых сплавов характерны два вида анизотропии: различие в прочности при испытании на растяжение в долевом и поперечном направлениях, а также при испытаниях на растяжение и сжатие в долевом направлении. Кроме этого, анизотропия механических свойств существенно различна для полуфабрикатов из гранул и слитка (табл. 1).

Таблица 1

Механические свойства и коэффициенты анизотропии свойств и текстуры полуфабрикатов из магниевых сплавов, полученных из слитка и из гранул

Сплав (метод получения)	e	Долевое направление			Поперечное направление			K_a^σ	K_a^T
		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	δ	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{-0,2}$	δ		
МА14 (гранулы, азот)	2,5	280	—	12,1	148	—	1,1	1,89	1,39
	3,8	284	246	19,6	186	222	1	1,53	1,28
	5,6	321	268	8,7	243	196	2,3	1,32	1,87
МА14 (гранулы, гелий)	5,6	287	239	10,7	250	174	2,4	1,15	1,04
МА2-1 (гранулы, азот)	3,8	233	168	5,8	169	170	3	1,38	1,26
МА2-1 (слиток)	5,6	234	114	13,4	100	90	14,2	2,34	5,5

Так, для полуфабрикатов из гранул $K_a^\sigma = 1,15$ – $1,89$, а для изделия из слитка сплава МА2-1 после деформации $e = 5,6$ $K_a^\sigma = 2,34$. Наибольшая интенсивности текстуры, оцениваемая по коэффициенту текстурной анизотропии, отмечена для изделия из слитка после деформации $e = 5,6$: $K_a^T =$

5,5. Коэффициенты текстурной анизотропии для прессованных из гранул заготовок существенно ниже: $K_a^T = 1,04\text{--}1,89$.

Для прессованных заготовок из гранул не наблюдается четкой корреляции степени текстурированности с величиной деформации. Результаты сопоставления коэффициентов текстурной и прочностной анизотропии для полуфабрикатов, полученных из слитка и гранул, приведены на рис. 1.

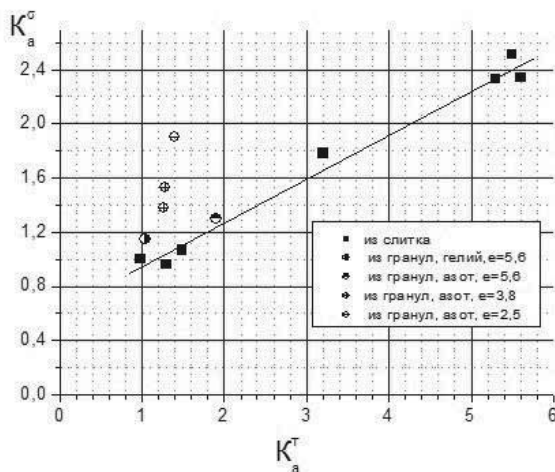


Рисунок 1. Соотношение между коэффициентами анизотропии экструдированных прутков из магниевых сплавов, полученных из слитка и гранул

На рисунке приведены также данные для полуфабрикатов из слитков магниевых сплавов других систем легирования (MA5, Mg–7,7Y, MA21). Для изделий из слитков различных систем легирования обнаружена линейная зависимость между коэффициентами прочностной и текстурной анизотропии. В отличие от этого для полуфабрикатов, полученных из гранул, наблюдаются существенные отклонения значений коэффициентов анизотропии от прямолинейной зависимости, при этом степень отклонения от прямой тем больше, чем меньше степень деформации при прессовании.

Отклонение значений коэффициентов анизотропии от прямолинейной зависимости и его закономерное изменение с деформацией для полуфабрикатов, полученных из гранул, обусловлено тем, что для них отноше-

ние пределов текучести в долевом и поперечном направлениях (K_s°) кроме текстуры зависит также и от силы сцепления между гранулами. Зерна при экструзии вытягиваются вдоль оси заготовки, поэтому слабость границ раздела проявляется в большей степени в поперечном направлении с соответствующим снижением прочности и пластичности, особенно при малых обжатиях (см. табл. 1). С ростом деформации повышается прочность границ раздела, и предел текучести в поперечном направлении увеличивается до значения, соответствующего компактному материалу.

Для прессованных заготовок из магниевых сплавов одним из самых негативных проявлений анизотропии является низкая прочность на сжатие в долевом направлении по сравнению с прочностью на растяжение. Так, для прессованного профиля размером 80×90 мм из сплава МА2-1 при $e = 5,6$ предел текучести в долевом направлении при испытании на растяжение более чем вдвое превышает аналогичный показатель при испытании на сжатие (см. табл. 1). При этом у такого же полуфабриката из гранул прочность на сжатие значительно выше.

Литература

1. Конкевич В.Ю., Осинцев О.Е., Авдюхина А.А. Опробование технологии производства прессованных полуфабрикатов из гранулированных магниевых сплавов МА2-1 и МА14 // Заготовительное производство в машиностроении. 2014. № 2. С. 41-48.
2. Barnett M.R. Twinning and the ductility of magnesium alloys. Part II. "Contraction" twins // Mater. Sci. Eng. 2007. V. A464. P. 8–16.

У ИСТОКОВ ПРОИЗВОДСТВА АРМИРОВАННОЙ КВАЗИМОНОЛИТНОЙ СТАЛИ

Лютый А.П.

ПАО «Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь»

им. А.Н.Кузьмина»

69008, Украина, Запорожье, ул. Южное шоссе, д.81

Тел.: +38 (061) 283-40-09, +38 (061) 283-40-22

Факс : +38 (061) 213-61-85

E-mail: lyuty@dss.com.ua

Основной проблемой литейного производства является получение слитков с максимально однородной структурой. Особенно остро эта проблема возникла с началом производства мощных машин, когда из-за ликваций, крупной зернистости и усадочных раковин не удавалось обеспечить требуемые эксплуатационные качества литья, поковок и проката. В XIX – XX веках в ряде стран были разработаны способы производства стали достаточно высокого качества. Однако одновременно с возникновением новой техники, работающей при высоких нагрузках, широких диапазонах температур и других экстремальных условий шёл поиск новых технологий улучшения материалов, в частности, способов формирования служебных характеристик стали. В 1940-х – 1950-х годах в Институте электросварки им. Е.О.Патона (ИЭС) удалось добиться высокого качества металла шва при электрошлаковой сварке [1].

Приёмы управления качеством, в том числе дозированием тепла изменением параметров режима процесса, легированием через флюс или электродный металл, введением кристаллизаторов, были использованы при создании электрошлакового переплава стали - первой из технологий специальной электрометаллургии (СЭМ). Рафинирование шлаками очищает металл от вредных примесей, а направленная снизу вверх кристаллизация обеспечивает получение хорошей структуры. Началом оформления СЭМ как подотрасли традиционной металлургии академик Б.Е.Патон считает время пуска первых ЭШП печей на заводах «Днепроспецсталь» (г. Запорожье) и «Электросталь» (Московская обл.) [2, 3]. С выходом на полную мощность этого производства страна получила шарикоподшипниковую сталь самого высокого качества, в частности, соответствующего требова-

ниям к гироскопам для систем управления авиаракетной и судостроительской техники [4].

Проблема управления структурой крупных отливок была решена частично, поэтому поиск методов измельчения продолжался. Необходимо было уменьшить перегрев заливаемого металла, так как за время кристаллизации успевает развиваться неоднородность структуры. И одним из направлений решения проблемы было развитие идеи создателя ряда фундаментальных курсов металловедения (в том числе «Специальная сталь, её свойства, обработка и применение») академика Н.Т.Гудцова. В 1940-х годах Н.Т.Гудцов предложил для коренного улучшения структуры слитка устранять чрезмерный перегрев расплава, вводя в изложницу до заливки стали макрохолодильники в виде металлических стержней, пластин. Он назвал их «внутренними кристаллизаторами» [4].

В конце 1970-х – начале 1980-х годов под руководством Б.Е.Патона и Б.И.Медовара проводились работы по созданию металлических материалов с заданной анизотропией структуры и регламентированными свойствами. Совместно ИЭС, Институт проблем литья (Киев) и ряд промышленных предприятий Советского Союза реализовали эту идею и создали новый класс металлических материалов, названных армированными квази-монолитными материалами — АКМ [5]. В зависимости от конструкции армирующего вкладыша, его материала и условий литья можно получать слитки различного строения. Даже если вкладыш за время кристаллизации полностью расплавился, качество толстого листа из такого слитка по свойствам будет выше «нормально кристаллизующегося» слитка. Исследования показали, что и отливка, и затвердевание слитка с внутренним кристаллизатором происходит в условиях, существенно отличающихся от условий формирования при традиционной технологии – затруднено вихреобразование, а при затвердевании протяженность двухфазной зоны резко сокращается, так как объём внутреннего кристаллизатора разделён вставками - стенками. Армирующие вставки оказывают комплексное воздействие на формирование структуры слитка: способствуют увеличению скорости кристаллизации по всему объёму ванны, препятствуя развитию ликвационных процессов, обеспечили устранение дефектов типа внеосевой шнуровой ликвации, существенное уменьшение усадочной рыхлости и повышение плотности литого металла с образованием однородной дисперсной структуры. При создании сталей АКМ предполагалось, что качество ме-

талла повысится за счёт управляемого воздействия на структуру слитка и по первому варианту внутренние кристаллизаторы изготавливают из той же стали, что и заливаемая. При этом параметры кристаллизатора, имеющего комнатную температуру, подбирают из условия расплавления перегретым заливаемым металлом. Однако наиболее перспективной оказалась технология, при которой внутренний кристаллизатор не сплавляется с основным металлом, и когда металлическая связь между ними не образуется, а их сварка происходит в процессе прокатки за счет самопроизвольной очистки поверхностей при нагреве без доступа воздуха. При не расплавленном вкладыше лист имеет слоистое строение, и обладает недостижимым в монолитном материале комплексом свойств [5, 6]. Методы армирования отливок с последующей прокаткой заготовок, положены в основу технологии получения армированной квазимонолитной стали (АКМ) [7].

По изотропности металл АКМ превосходит прокат, получаемый из листовых слитков или поковок металла других плавов. Главное из достоинств - способность противостоять лавинообразным разрушениям, задерживая распространение трещин. Благодаря этому АКМ целесообразно применять прежде всего в производстве сосудов высокого давления, труб для арктических газопроводов, для строительных конструкций, находящихся в криогенных условиях. Многослойные стали АКМ хорошо работают при динамических нагрузках. Для ответственных конструкций применяются малоперлитные стали типа 09Г2 с добавками Nb, V, Ti, Mo, Ni: 09Г2ФБ, 09Г2ОФ, 09Г2ОФ, 09Г2БТ и пр. [7, 8]. Впервые в мировой практике на основе применения раскатных обечаек КСМ созданы надежные гасители протяженных трещин для магистральных газопроводов, позволяющие локализовать начало лавинообразного разрушения в пределах одной трубы.

Технологией армирования удаётся повысить стойкость литых биметаллических штампов. Оптимальное армирование нерасплавляемыми вставками изменяет характер затвердевания штамповых заготовок, улучшает кристаллическую структуру, что снижает уровень напряжений по сечению штампа в процессе эксплуатации. Так, применение АКМ сталей на заводе Азовмаш (г. Мариуполь) увеличило ресурсы работы штампов в 1,3-1,5 раза. Технология обработки многослойного листа, полученного из слитка с внутренними кристаллизаторами не отличается от технологий