

Министерство науки и высшего
образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет)»



**XV-я Международная
научно-техническая конференция**

**«БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ»**

16 - 17 октября 2018 года

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Москва
2018

Программный комитет:

Руководитель:

проф., д.т.н. Лозован А.А. (МАИ, Москва)

доц., к.т.н., Александрова С.С.
(МАИ, Москва),

проф., д.ф.-м.н. Банишев А.Ф.
(ИПЛИТ РАН, Шатура),

проф., д.т.н. Барабанова О.А.
(МАИ, Москва),

проф., д.ф.-м.н. Беграмбеков Л.Б.
(МИФИ, Москва),

проф., д.т.н. Бецофен С.Я.
(МАИ, Москва),

проф., д.ф.-м.н. Борисов А.М.
(МАИ, Москва),

проф., д.т.н. Васильев В.А.
(МАИ, Москва),

проф., д.т.н. Казаков В.А.
(ИЦ «ТМ», Москва),

доц., к.ф.-м.н. Казаченко В.П.
(БНТУ, Минск)

проф., д.т.н. Конкевич В.Ю.
(МАИ, Москва),

проф., д.т.н. Крит Б.Л.
(МАИ, Москва),

проф., д.ф.-м.н. Кудинов В.В.
(ИМЕТ РАН, Москва),

д.т.н., с.н.с. Кузнецов В.Г.
(ИПМаш РАН, С.-Петербург)

проф., д.ф.-м.н. Лигачев А.Е.
(ИОФ РАН, Москва),

проф., д.т.н. Пашков И.Н.
(СП РФ, Москва),

проф., д.т.н. Петров Л.М.
(ОАО «НИАТ», Москва)

проф., д.т.н. Серов М.М.
(МАИ, Москва),

проф., д.т.н. Эпельфельд А.В.
(МАИ, Москва)

проф., д.т.н. Шаповалов В. И.
(СПбГЭТУ «ЛЭТИ», С.-Петербург)

Б95 Быстрозакаленные материалы и покрытия // Материалы XV-й Международной научно-технической конференции. 16–17 октября 2018 г. МАИ : Матер. конф. – Москва : Пробел-2000, 2018. – 332 с. : ил.

ISBN 978-5-98604-691-4

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 XV-й Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия», проходившей 16-17 октября 2018 г. в МАИ (г. Москва, ул. Оршанская, 3).

Содержание

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Микроструктура быстрозатвердевших фольг эвтектического сплава олово-индий и паяные соединения меди на их основе <i>Шепелевич В.Г., Гусакова С.В.</i>	9
Микроструктура и механические свойства паяного соединения пластин меди припоем в виде быстрозатвердевших фольг эвтектического сплава Sn-Bi <i>Шепелевич В.Г., Гусакова С.В., Щербаченко Л.П., Гусакова О.В.</i>	13
Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al-Ge <i>Гусакова О.В., Шепелевич В.Г., Скибинская А.Н., Шулья Ю.М.</i>	17
Исследование возможности осуществления закалки в условиях электролитно-плазменной обработки путем повышения напряжения на аноде <i>Вайсер Р.О.</i>	22
Изменение структуры литейных магниевых сплавов при закалке расплава на вращающемся теплоприемнике <i>Серов М.М., Моисеев В.С., Бобрышев Б.Л., Бецофен С.Я., Крит Б.Л., М.С. Варфоломеев, Воскресенская И.И., Умникова И.Г.</i>	25
Реализация принципа принятия решений на основе свидетельств для технологии высокоскоростного затвердевания расплава <i>Васильев В.А., Одинокоев С.А.</i>	32

СЕКЦИЯ 2. МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ

Керметные плазменные покрытия $TiC-Cr_3C_2-NiCr-Mo-C$ <i>Калита В.И., Радюк А.А., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Михайлова А.Б., Алпатов А.В.</i>	38
Исследование износостойкости оксидных слоев, формируемых плазменно-электролитическим оксидированием на алюминий-кремниевом сплаве <i>Полунин А.В., Боргардт Е.Д., Криштал М.М.</i>	44
Тепловые процессы в узлах магнетронов с горячими мишенями <i>Козин А.А., Шаповалов В.И.</i>	50
Влияние на температуру подложки условий работы магнетрона с сэндвич-мишенью <i>Шаповалов В.И., Минжулина Е.А.</i>	56
Метод и промышленная аппаратура рентгенодифракционного контроля монокристаллических материалов в машино- и приборостроении <i>Потрахов Н.Н., Лифшиц В.А., Потрахов Е.Н., Кострин Д.К., Кузьмина Н.А.</i>	61

Ионно-плазменный обрабатывающий центр для нанесения градиентных наноструктур <i>Вольпян О.Д., Кузьмичёв А.И., Чуриков Д.В.</i>	67
Технологические режимы получения декоративных покрытий на алюминиевом сплаве Д16 методом ПЭО <i>Ворожцова В.В., Савва В.В., Ракоч А.Г., Гладкова А.А.</i>	73
Влияние и расчет формы катода для формирования равномерного по толщине МДО-покрытия <i>Лесневский Л.Н., Ляховецкий М.А., Николаев И.А., Куколин Р.А., Ионов А.В.</i>	77
Электризоляционные свойства МДО-покрытий с пропиткой, сформированных на тонких пластинах <i>Лесневский Л.Н., Ляховецкий М.А., Николаев И.А., Куколин Р.А.</i>	83
Влияние реакционных газов на фазовый состав и механические свойства покрытий на основе интерметаллидов системы Ti-Al <i>Варданян Э.Л., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.</i>	87
Спектроскопия отраженных электронов для анализа слоисто неоднородных образцов <i>Афанасьев В.П., Бодиско Ю.Н., Бурмистров Д.А., Грабовский Д.Е., Капля П.С.</i>	94
Исследование керамикоподобных оксидных покрытий на алюминиевых композитах, легированных медью и цирконием <i>Савушкина С.В., Азурев Л.Е., Эпельфельд А.В., Аникин К.А., Зилова О.С.</i>	100
Влияние структуры на трибологическое поведение хромуглеродных покрытий, полученных вакуумным ионно-плазменным напылением <i>Хрущов М.М., Марченко Е.А., Петржик М.И., Атаманов М.В., Антонова О.С.</i>	105
Исследование наноструктурного градиентного покрытия с верхним слоем оксида гафния <i>Савушкина С.В., Полянский М.Н., Ашмарин А.А., Зилова О.С.</i>	111
Структура, химический состав, механические свойства покрытий на основе фторсодержащего алмазоподобного углерода <i>Казаченко В.П., Дворак А.М., Рязанов И.В., Hong Li</i>	116
Исследование методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии образцов, термически восстановленных из оксида графена <i>Афанасьев В.П., Бочаров Г.С., Грязев А.С., Елецкий А.В., Капля П.С., Ридзель О.Ю.</i>	121
Исследование теплопроводности оксидных слоев, формируемых плазменно-электролитическим оксидированием на эвтектическом силумине <i>Ивашин П.В., Полунин А.В., Твердохлебов А.Я., Боргардт Е.Д., Криштал М.М.</i>	126

Формирование гибридных полимер-оксидных покрытий методом нестационарного электролиза и исследование их свойств <i>Храменкова А.В., Арискина Д.Н., Беспалова Ж.И.</i>	132
Характеристики магнетрона с полым катодом в стационарном и импульсном режимах <i>Полужтков Н.П., Царьгородцев Ю.П., Усатов И.И., Козловская Е.П., Амелькин О.О., Андросюк А.А.</i>	137
Моделирование генерации потоков нейтральных атомов в канальных лучах тлеющего разряда <i>Вольян О.Д., Кузьмичёв А.И., Обод Ю.А., Сигов А.С.</i>	145
Система инвертированных магнетронов для напыления слоистых композитов на осесимметричные малогабаритные подложки <i>Лозован А.А., Ленковец А.С., Иванов Н.А., Александрова С.С., Кубатина Е.П.</i>	152
Исследование влияния напряжения смещения на подложке на морфологию, структуру и параметры решетки Nb покрытий, напыленных инвертированным магнетроном <i>Лозован А.А., Бецофен С.Я., Ленковец А.С., Гришин И.А., Лабутин А.А., Павлов Ю.С.</i>	157
<u>СЕКЦИЯ 3. ЛАЗЕРНЫЕ, ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЕ МЕТОДЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ</u>	
Комплексная электронно-ионно-плазменная модификация поверхности технически чистого алюминия <i>Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Ахмадеев Ю.Х., Лопатин И.В., Петрикова Е.А., Толкачев О.С.</i>	163
Состав и свойства хромсодержащих защитных слоев, формируемых на поверхности титана осаждением из плазмы газового и вакуумного разрядов <i>Поплавский В.В., Дорошко А.В., Матыс В.Г., Поболь И.Л., Смягликов И.П., Селифанов С.О.</i>	169
Закономерности гофрирования поверхности углеродного волокна из полиакрилонитрила высокочастотным ионным облучением <i>Андрянова Н.Н., Борисов А.М., Макунин А.В., Машкова Е.С., Овчинников М.А., Умаров Ф.Ф.</i>	175
Механолюминесценция композита на основе полиметилметакрилата и мелкодисперсного порошка люминофора <i>Банишев А.Ф., Банишев А.А.</i>	181
Ионно-плазменное модифицирование углеродной ткани Бусофит Т-040 <i>Борисов А.М., Богдашкина Н.В., Герасимов М.В., Касаткин В.Э., Ковалев И.А., Коробейников Е.В., Слепцов В.В., Щур П.А.</i>	187

Диагностика толщины покрытия в ходе процесса плазменно-электролитического оксидирования <i>Горбатков М.В., Мукаева В.Р., Парфенов Е.В.</i>	192
Изменение свойств поверхностного слоя алюминиевого сплава В95 пчТ2 при вакуумной ионно-плазменной обработке <i>Петров Л.М., Зеленков В.В., Иванчук С.Б., Смирнова А.Н., Семенов В.Д.</i>	196
Повышение эффективности фотоэлектрических преобразователей энергии <i>Крит Б.Л., Кузминов В.В., Морозова Н.В., Кукушкин Д.Ю., Савкин А.В.</i>	203
Возможности электролитно-плазменного полирования стали после анодного азотирования <i>Кораблева С.С., Тамбовский И.В., Кусманов С.А., Силкин С.А., Белкин П.Н.</i>	209
Влияние технологических воздействий плазмы аргона, в процессах ВИП обработки, на распределение элементов в поверхностном слое титанового сплава ВТ16 <i>Петров Л.М., Григорович К.В., Спрыгин Г.С., Зеленков В.В., Иванчук С.Б., Смирнова А.Н., Семенов В.Д.</i>	212
Исследование процесса формирования углеродных покрытий, с использованием низкочастотного плазматрона атмосферного давления в матричном режиме нанесения <i>Елинсон В.М., Шведов А.В., Богданова Ю.Г.</i>	217
Многофункциональные полимерные материалы с антифунгальной активностью, модифицированные фторуглеродными пленками с помощью методов ионно-плазменной технологии <i>Елинсон В.М., Щур П.А., Сильнищкая О.А.</i>	222
Структурно-фазовое состояние вольфрама, легированного атомами титана при воздействии компрессионных плазменных потоков <i>Шиманский В.И., Пигасова В.С., Углов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М.</i>	228
Устройство для облучения поверхности ускоренными ионами плазмы <i>Довганюк С.С., Бетрамбеков Л.Б., Бидлевич О.А., Грунин А.В., Захаров А.М., Каплевский А.С., Садовский Я.А.</i>	233
Стендовые испытания подшипников с вакуумно-плазменными покрытиями на телах качения <i>Казаченко В.П., Авсянкин О.Г., Дворак А.М., Рязанов И.В.</i>	237
Создание износостойких слоев и покрытий на поверхности технически чистого алюминия электронно-ионно-плазменными методами <i>Крысина О.В., Иванов Ю.Ф., Ахмадеев Ю. Х., Лопатин И.В., Петрикова Е.А.</i>	240
Особенности формирования и свойства пироуглеродного покрытия, полученного в плазме вакуумно-дугового разряда <i>Кузнецов В.Г., Курбанов Т.А., Прокофьев А.В.</i>	244

Исследование процесса получения нанопорошков для перспективных порошковых композиций, применимых в аддитивных технологиях, электроискровым диспергированием токопроводящих материалов <i>Слепцов В.В., Савкин А.В., Бердник В.И., Кукушкин Д.Ю.</i>	249
Анализ материалов в условиях ионно-пучкового возбуждения рентгенофлуоресценции <i>Егоров В.К., Егоров Е.В., Афанасьев М.С.</i>	255
Особенности эрозии графита при высокотемпературном ионном облучении <i>Беграмбеков Л.Б., Грунин А.В., Долганов Г.Д., Пунтаков Н.А., Титкова К.М.</i>	266
Воздействие дугового разряда на электроды <i>Гаврилов С.В., Кудюкин А.И., Махмудов М.М., Моос Е.Н., Степанов В.А.</i>	270
Результаты испытаний режущего инструмента после обработки на установке «АЛИСА» <i>Ковальков В.К., Соколов А.В.</i>	275
О роли токовых слоев при образовании фрактальных агрегатов из плазмы дугового разряда <i>Смолянов Н.А.</i>	278

СЕКЦИЯ 4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И НЕРАЗЪЕМНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

Структура жаропрочного композиционного материала $Al - Al_2O_3$, полученного из высокодисперсного алюминиевого порошка промышленной марки ПАП-2 <i>Иванов Д.А., Шляпин С.Д., Аккужин Н.Д.</i>	284
Разработка метода соединения сплава TZM с графитом МПГ-6 для создания анода рентгеновской трубки аппарата компьютерной томографии <i>Федотов И.В., Сучков А.Н., Севрюков О.Н., Иванников А.А., Пенязь М.А.</i>	289
Перспективные керамические композиционные материалы на основе связующего алюмоиттриевого состава <i>Варфоломеев М.С., Моисеев В.С., Шербакова Г.И.</i>	293
Параметризация средств воздействия для стабилизации структуры в фасонных отливках <i>Смыков А.Ф., Моисеев В.С.</i>	297
Проверка возможности соединения элементов термоэлектрического модуля с помощью цинкового припоя <i>Шаргаев Е.О., Пашков И.Н.</i>	302
Изучение морфологии структуры паяных соединений 30ХГСА/МНМц 9-23,5, полученных методом индукционной пайки <i>Пашков И.Н., Мисников В.Е., Базлова Т.А., Баженов В.Е.</i>	307

Алюминиевая свариваемая броня. Состояние и перспективы производства <i>Петров А.П., Шлёнский А.Г.</i>	310
Композиции с анизотропной структурой в градиентной теплометрии <i>Барабанова О.А., Салмин П.А., Сапожников С.З., Митяков В.Ю., Митяков А.В., Гусаков А.А.</i>	315
Исследование процесса комплексного взаимодействия флюса с алюминиевым расплавом <i>Моисеев В.С., Петров И.А., Ряховский А.П.</i>	324
Авторский указатель	329

СЕКЦИЯ 1. БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛГ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА ОЛОВО-ИНДИЙ И ПАЯНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ МЕДИ НА ИХ ОСНОВЕ

Шепелевич В.Г., Гусакова С.В.

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

Телефон: 8 (017) 209-54-08

E-mail: Shepelevich@bsu.by

Рассматриваются вопросы влияния на микроструктуру паяных соединений меди, полученных с использованием в качестве припоя быстро-затвердевших фолг эвтектического сплава Sn – In фолг различной толщины.

Исследования направлены на получение перспективных для бес-свинцовой пайки легкоплавких сплавов в виде фольги с однородным распределением дисперсных составляющих. Такая микроструктура может быть получена при применении энерго- и ресурсосберегающие технологий, к которым относится и высокоскоростное затвердевание [1]. Высоко-скоростное затвердевание позволяет изготавливать сплавы в виде фольги толщиной несколько десятков микрон, что расширяет области их применения, а также позволяет, например, автоматизировать процесс пайки [2]. В связи с этим получение фолг сплавов системы индий-олово высокоско-ростным затвердеванием, исследование их фазового состава, распределе-ние компонентов и микроструктуры, а также анализ микроструктуры пая-ных соединений, полученных с использованием фолг, имеет научное и прикладное значение.

Сплав In – 42 ат. % Sn изготовлен сплавлением компонентов в квар-цевой ампуле. Капля расплава ~ 0,1...0,2 г инжестировалась на внутрен-нюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра, где она растекалась тонким слоем и затвердевала в виде фольги. Толщина ис-следуемых фолг составляла 40 – 70 мкм, а их длина достигала 10 см. Ско-рость охлаждения расплава, согласно расчетам [2], не мене 10^5 K/c.

Для изготовления паяного соединения место пайки предварительно защищалось. Затем фрагмент фольги в виде квадрата со стороной 10 мм располагался между пластинами и проводился их нагрев электрическим паяльником. Для исследования микроструктуры паяных соединений приготавливались поперечные шлифы.

Рентгеноструктурные исследования показали, что быстрозатвердевшие фольги состоят из соединения InSn_4 (γ -фаза) и соединения In_3Sn (β -фаза), что соответствует равновесной диаграмме состояния. На рисунке 1 приведены результаты исследования распределения элементов в фольгах, полученные с помощью рентгеноспектрального микроанализа.

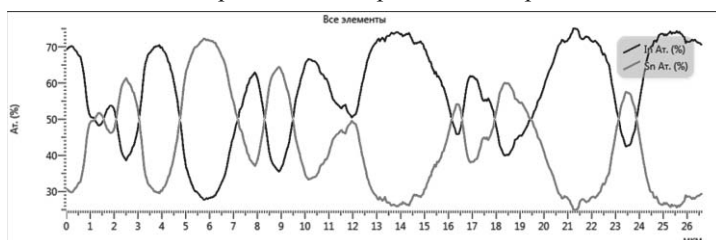
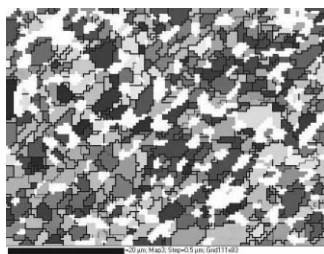
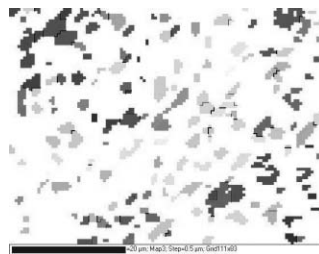


Рисунок 1 - Распределение компонентов фольги сплава In – 42 ат. % Sn вдоль линии сканирования по поверхности фольги

По экспериментальным данным, полученным методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ), построены картины зеренной структуры и определены параметры фаз In_3Sn (β -фаза) и InSn_4 (γ -фаза) (рис.2).



In_3Sn (β -фаза)



InSn_4 (γ -фаза)

Рисунок 2 - Зеренные структуры β - и γ -фаз быстрозатвердевших фольг сплава In – 42 ат. % Sn

Установлено, что эвтектический сплав In – 42 ат. % Sn, синтезированный высокоскоростной кристаллизацией, состоит из основной β -фазы и дисперсной γ -фазы, имеющих микрокристаллическую структуру, со средним размером зерен не превышающим 2 мкм.

На рисунке 3 приведена микроструктура участка поперечного сечения паяного соединения меди, полученного с использованием припоя в виде быстрозатвердевшей фольги сплава In – 42 ат. % Sn. При использовании для пайки фольг толщиной более 60 мкм паяное соединение содержит зону растворения, локализованную у поверхности меди и припой основного состава. Микроструктура и распределение элементов по линии сканирования L - L^I паяного соединения приведена на рисунках 3а и 3б, соответственно. Диффузии припоя в металл не наблюдается, что свидетельствует о растворно-диффузионном механизме образования зоны растворения, состав которой Cu - 20 ат. % In- 20 ат.% Sb.

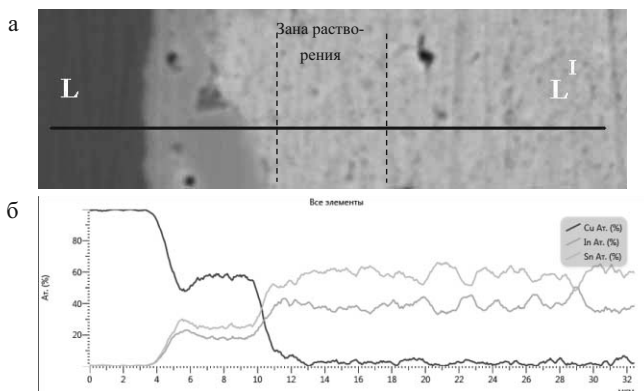


Рисунок 3 - Микроструктура (а) и распределение элементов по линии сканирования L - L^I (б) паяного соединения, полученного при толщине фольги 70 мкм

При пайке в том же температурном режиме при использовании фольг толщиной 30 мкм наблюдается формирование частиц фазы, равномерно

распределенных по всему объему паяного шва (рис 4). Средний размер частиц Cu - 20 ат. % In- 20 ат.% Sb составляет 5,7 мкм..

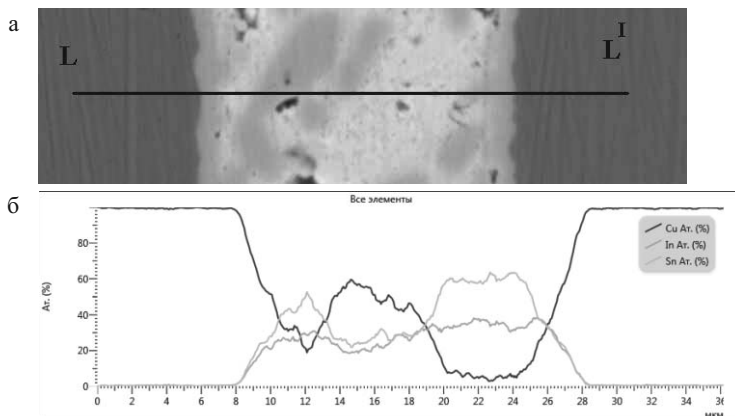


Рисунок 4 - Микроструктура (а) и распределение элементов по линии сканирования L - L¹ (б) паяного соединения, полученного при толщине фольги 30 мкм

При этом в паяном соединении не обнаружено пор и непропаев при использовании быстрозатвердевших фольг любой толщины.

Таким образом, установлено, что быстрозатвердевшие фольги сплава In – 42 ат. % Sn могут быть использованы для получения надежных бездефектных паяных соединений меди.

Литература

1. Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы /В.Г. Шепелевич. – Минск: БГУ, 2015. – 192 с.
2. 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 / И.Н. Пашков, М.В. Пикунов, С.А. Таволжанский, А.И. Пашков // Металлург. – 2010. – № 6. – С. 43–45.

**МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПЛАСТИН МЕДИ ПРИПОЕМ
В ВИДЕ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ
ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Sn-Bi**

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

Белорусский государственный университет

220030, г. Минск, пр. Независимости 4

E-mail: Shepelevich@bsu.by

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и прочности на разрыв паяных соединений меди, изготовленных с применением в качестве припоя быстротвердевших фольг сплава Sn-Bi.

Эвтектический сплав системы олово-висмут получен сплавлением исходных компонент в кварцевой ампуле. Затем кусочек сплава массой $\approx 0,15$ г снова расплавлялся и инжестировался на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра. Капля расплава растекалась по поверхности кристаллизатора и затвердевала в виде фольги длиной до 10 см и шириной до 12 мм. Использовались фольги толщиной 40-80 мкм. Скорость охлаждения жидкой фазы составляла не менее $5 \cdot 10^5$ К/с [1].

Фольги являются двухфазными, состоят из выделений олова и висмута, имеющих микрокристаллическую структуру. Проводилась пайка двух медных пластин толщиной 1 мм, шириной 4 мм быстротвердевшими фольгами эвтектического сплава Sn-Bi внахлест (рис. 1).

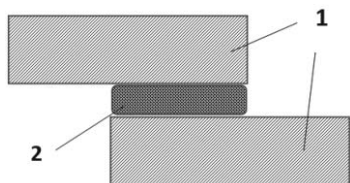


Рисунок 1 - Схема пайки медных пластин (1) припоем Sn-Bi (2)

Место пайки предварительно защищалось с последующим лужением фольгой Sn-Bi. Затем кусочек фольги в виде квадрата со стороной 10 мм располагался между медными пластинами и проводился их нагрев электрическим паяльником. В месте пайки медные пластины под небольшим

давлением прижимались друг к другу и при охлаждении на воздухе происходило затвердевание спая (рис.2).

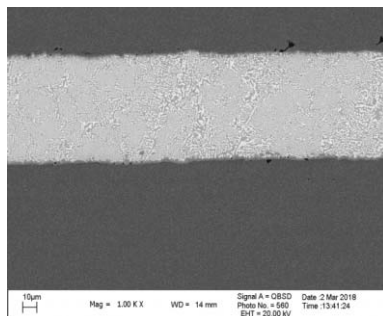


Рисунок 2 - Поперечное сечение спая, образованного медными пластинами и быстрозатвердевшей фольгой сплава Sn – Bi

Микроструктура спая исследована с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного энергодисперсионным рентгеноспектральным микроанализатором. Изображение микроструктуры поперечного сечения спая и распределение элементов вдоль линии сканирования L – L^I представлено на рисунке 3.

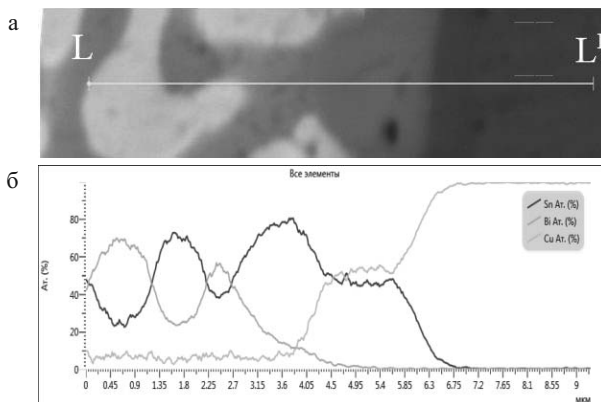


Рисунок 3 - Изображение микроструктуры поперечного сечения спая (а) и распределение элементов вдоль поперечной линии сканирования (б)

Наблюдаются светлые и темные области, которые обусловлены образованием выделений висмута и олова, соответственно. Кроме них, в об-

ласти границ медных пластин наблюдаются черные выделения, размер которых достигает 3 мкм. Рентгеноспектральным микроанализом установлено, что черным выделениям соответствует соединение Cu_2Sn_3 , что находится в согласии с диаграммой состояния системы медь-олово [2].

Микроструктура спая проанализирована с использованием метода случайных секущих [3]. На рис.4 представлена гистограмма распределения хорд случайных секущих на сечениях на выделениях висмута и олова по размерным группам. Максимальная доля хорд приходится на вторую размерную группу от 0,7 мкм до 1,4 мкм.

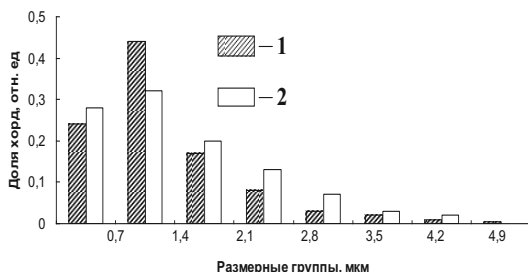


Рисунок 4 - Гистограмма распределения хорд случайных секущих на сечениях на выделениях висмута (1) и олова (2) по размерным группам

Таблица

Объемные доли V_{Bi} и V_{Sn} , средние значения хорд случайных секущих d_{Bi} и d_{Sn} , удельная поверхность межфазной границы Bi и Sn в зависимости от расстояния до поверхности медной пластины

Параметры микроструктуры	Расстояние, мкм			
	5	8	11	15
V_{Bi}	0,51	0,47	0,46	0,46
V_{Sn}	0,49	0,53	0,54	0,54
d_{Bi}	1,3	1,3	1,4	1,5
d_{Sn}	1,3	1,4	1,5	1,5
$S_{\text{МФГ}}$	1,5	1,4	1,2	1,2

Объемные доли висмута V_{Bi} и олова V_{Sn} , средние значения хорд случайных секущих, расположенных на выделениях висмута d_{Bi} и олова d_{Sn} , удельная поверхность межфазной границы висмута и олова $S_{\text{МФГ}}$ в зависимости от расстояния до поверхности медной пластины представлены в таблице. С увеличением расстояния от 5 до 11 мкм наблюдаются незначительные изменения параметров микроструктуры. Микроструктура спая менее дисперсная, чем микроструктура быстрозатвердевших фольг, но бо-

лее дисперсная, чем массивных образцов, полученных при малых скоростях охлаждения расплава.

Проведены механические испытания паяного соединения на растяжение. На рис 5 представлена кривая растяжения спая, образованного медными пластинами и быстрозатвердевшей фольгой эвтектического сплава Sn – Bi. Наблюдается монотонное увеличение напряжения с увеличением смещения ходной медной пластины относительно другой. Разрыв спая происходит при $x_{\max} = 2,1$ мм и $\sigma_{\max} = 19$ МПа. Отношение $x_{\max}$ к толщине спая (50 мкм) составляет 4,2, что свидетельствует о надежности спая.

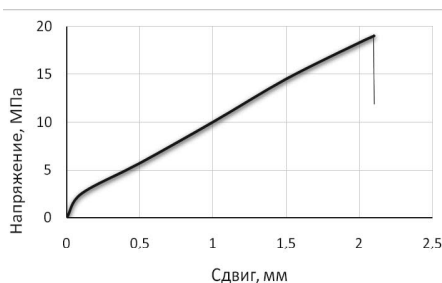


Рисунок 5 - Кривая растяжения паяного соединения пластин меди припоем Sn-Bi в виде фольги

В результате проведенных исследований установлено:

Паяное соединение медных пластин, полученное с использованием припоя в виде быстрозатвердевших фольг эвтектического сплава Sn – Bi, имеет дисперсную микрокристаллическую структуру, является надежным. Быстрозатвердевшие фольги могут быть использованы для пайки изделий.

Литература

1. Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы / В.Г. Шепелевич. Минск. БГУ. 2015. 192 с.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.; Т. 1, Под общ. ред. Н.П. Лякишева – М. Машиностроение, 1996. – 992.
3. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. М.: Металлургия, 1976. 216.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ РАСПЛАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА Al-Ge

Гусакова О.В.¹, Шепелевич В.Г.², Скибинская А.Н.¹, Шульа Ю.М.¹

¹МГЭИ им. А.Д.Сахарова БГУ,

220070, Беларусь, г. Минск, ул. Долгобродская, 23/1

Тел.: 8(017)292-65-59

E-mail: OI.gusakova@gmail.com

²Белорусский государственный университет

200030, г. Минск, пр. Независимости, 4

В работе проанализировано влияние скорости охлаждения расплава на распределение компонент и микроструктуру Al-Ge, полученного при скорости охлаждения расплава 10^2 К/с и 10^5 К/с.

Актуальность работы обусловлена практической важностью улучшения технических характеристик бессвинцовых материалов, к которым относятся Al-Ge, используемых для пайки изделий из алюминиевых сплавов, поскольку алюминий и его сплавы имеют самое широкое применение в различных отраслях промышленности от электроники до авиастроения. В традиционных методах получения материалов при квазиравновесной кристаллизации микроструктура сплава Al-Ge эвтектического и околоэвтектического состава отличается нерегулярностью структуры, крупнодисперсностью частиц, что часто обусловлено процессами седиментации в расплаве [1]. При использовании таких материалов для пайки для достижения однородности расплава припоя, необходимо выдерживать длительное время или повышать температуру пайки. В противном случае возникают неоднородности по составу паяного шва, что приводит к внутренним напряжениям и разрушению при температурном воздействии на изделие. В связи с этим актуальным становится получение сплава Al-Ga методами, обеспечивающими однородность распределения компонент и дисперсность фаз, что может быть реализовано в методе сверхбыстрой закалки из расплава (СБЗР).

Представлены результаты исследования микроструктуры массивных образцов сплава Al – 29,8 ат.% Ge, полученных при охлаждения расплава со скоростью 10^2 К/с (затвердевание расплава в графитовой изложнице на воздухе) и микроструктуры фольг, полученных методом сверхбыстрой закалки

из расплава. При толщине фольги 40-60 мкм средняя скорость охлаждения расплава составляет 10^5 К/с. Поскольку условия затвердевания у поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору (*A*) и у свободно затвердевающей поверхности (*B*) различны [2] проводились исследования микроструктуры и состава обеих сторон фольги.

На рисунке 1 представлены микроструктуры и распределение элементов вдоль линии сканирования массивных образцов и быстрозатвердевшей фольги. Светлые включения соответствуют фазе германия, темные – алюминия.

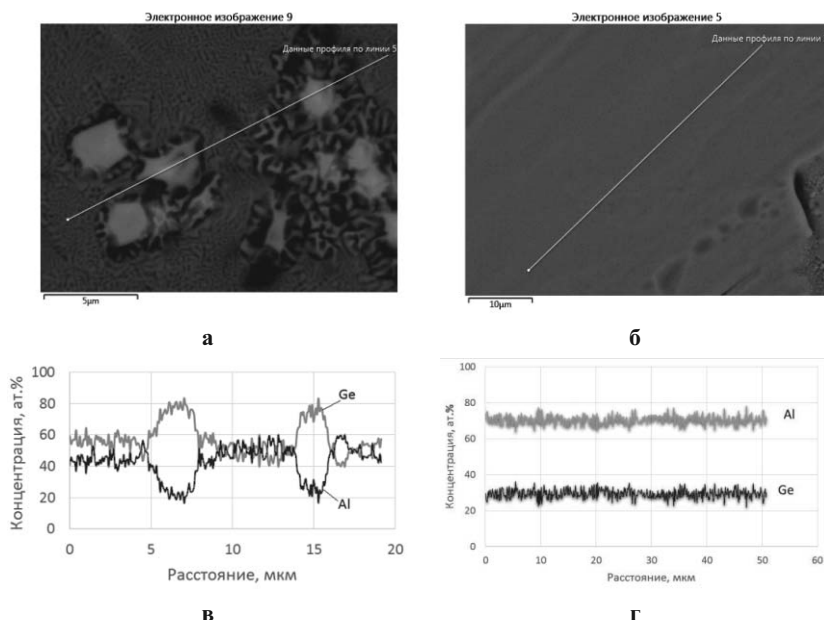


Рисунок 1 - Микроструктура и распределение компонент в массивных образцах (а, в) и быстрозатвердевших фольгах (б, г) эвтектического сплава Al -Ge

В массивном образце кроме характерных для эвтектики Al-Ge участков, состоящих из чередующихся пластин германия и алюминия присутствуют кристаллы Ge (рисунок 1 а и в). Образование первичных кристаллов германия приводит к обеднению им расплава и росту дендритов на основе твердого раствора германия в алюминии. Высокоскоростная кристал-

лизация обеспечивает однородное распределение компонент по поверхности *A* в сплаве Al – 29,8 ат.% Ge (рисунок 1 б и г).

Определение элементного состава приповерхностных слоев фольги проведено с помощью рентгеноспектрального микроанализа. При энергии электронного луча 20 кэВ глубина зондирования составляла ≈ 3 мкм, сканируемая площадь равна 4,5 мм². Результаты исследования показали увеличение содержания германия в слое у свободно затвердевающей стороны (Таблица 1).

Таблица 1

Элементный состав исследованных массивных образцов и фольги

	Массив	Фольга, поверхность <i>A</i>	Фольга, поверхность <i>B</i>
Al, ат. %	70,2	71,8	68,5
Ge, ат. %	29,8	28,2	31,5

Увеличение содержание кремния в слое у поверхности *B* не может быть объяснено характерным для сплавов системы Al-Ge оттеснением более тяжелого Ge при центрифугировании [1]. Повышенное содержание германия у свободно затвердевающей поверхности обусловлено его оттеснением при движении границы раздела фаз жидкость – твердое тело.

Микроструктура массивного образца и фольги приведена на рисунке 2а. В массивных образцах эвтектика Al-Ge затвердевает с образованием пластин, толщина которых достигает 1 мкм, размер эвтектических колоний находится в пределах 10-20 мкм. Кроме того, формируются первичные кристаллы германия с размером до 20 мкм.

Высокоскоростное затвердевание протекает с образованием наноразмерной эвтектической структуры сплава Al-Ge. У поверхности фольги *A* формируется неупорядоченная эвтектика с поперечным размером фаз Al и Ge не превышает 50 нм (рис. 2 б, в). В ней невозможно выделить эвтектические колонии. У поверхности *B* размер фаз Al и Ge не превышает 100 нм и их расположение носит более упорядоченный вид, наблюдаются участки эвтектических колоний в 1-2 мкм (рис. 2 г, д). Кроме того, в слое у *B* присутствуют отдельные, не окруженные дендритами пересыщенного твердого раствора на основе Al, кристаллы первичного Ge, размер которых не

превышает 1 мкм. Присутствие первичных кристаллов Ge обусловлено заэвтектическим составом приповерхностного слоя и уменьшением скорости охлаждения расплава из-за выделения скрытой теплоты кристаллизации.

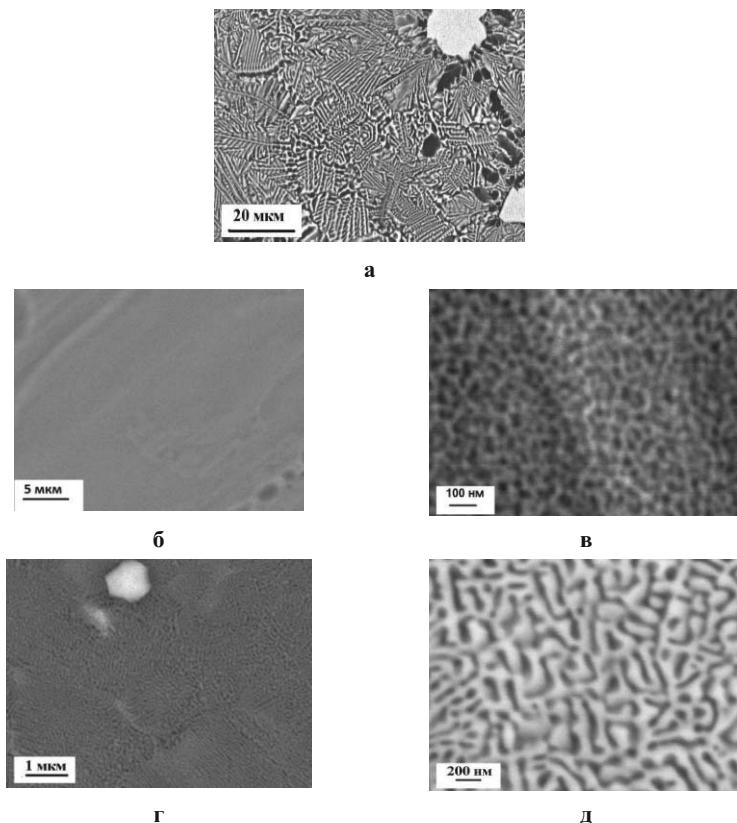


Рисунок 2 Микроструктура сплава Al – 29,8 ат.% Ge: а - массивный образец; б, в – поверхность А, г, д – поверхность В быстрозатвердевшей фольги

В результате исследований установлено

Быстрозатвердевшие фольги сплава Al – 29,8 ат.% Ge затвердевают с образованием неупорядоченной микроструктуры с поперечными размерами фаз, составляющих эвтектику, не превышающими 100 нм. Повышение

концентрации германия в слое у свободно затвердевающей стороны фольги, обусловлено оттеснением Ge в процессе затвердевания.

Литература

1. Гурин В.Н., Никаноров С.П., Волков М.П., Деркаченко Л.И., Попова Т.Б., Коркин И.В., Вилкокс Б.Р., Регель Л.Л. Кристаллизация систем Al–Si, Al–Ge, Al–Si–Ge при центрифугировании //Журнал технической физики - 2005. том 75. вып. 3. – С.56-62.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ОСУЩЕСТВЛЕНИЯ ЗАКАЛКИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПУТЕМ ПОВЫШЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ НА АНОДЕ

Вайсер Р.О.

ФГБОУ ВО «Костромской государственный университет»

156005, Россия, Костромская область, г. Кострома,

ул. Дзержинского, д. 17

Целью данной работы является изучение возможности модернизировать способ проведения закалки с помощью электролитно-плазменной обработки, используя особенности процесса электролитно-плазменной обработки. Установлено, что вольт-температурная характеристика анодно-электролитного нагрева имеет свой максимум, т.е. в области высоких напряжений температура резко снижается.

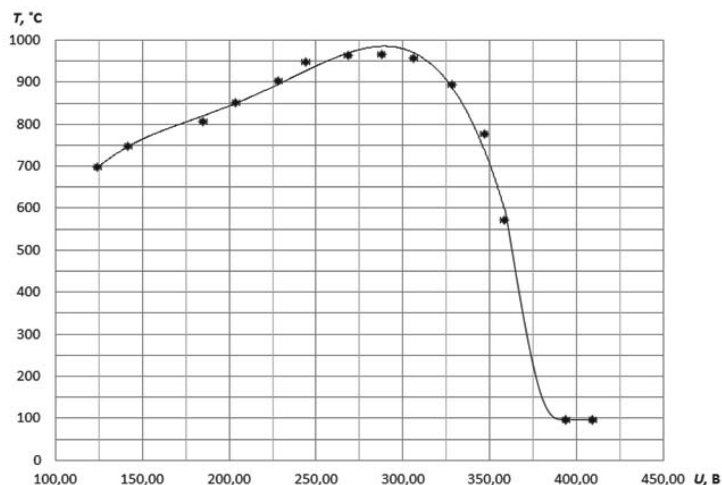


Рисунок 1 - Вольт-температурная характеристика анодного нагрева
образца в электролите

Был использован электролит NH_4Cl в концентрации 100г на 1 л. В качестве образцов были взяты стальные (сталь У8А) цилиндрические заготовки. По центру заготовки просверлено глухое отверстие, в которое

вставляется термопара. Температуру анода и электролита измеряли с помощью мультиметров в режиме измерения температуры.

Из ВТХ видно, что температура закалки стали У8А (810 °С) достигается при 185В, а после 400В температура превышает 100 °С. Так же, при 228В достигается температура около 900 °С.

Таблица 1

Размеры заготовок

Высота заготовки	9.7 мм
Диаметр заготовки	10.2 мм
Глубина отверстия	7.9 мм
Диаметр отверстия	5.1 мм

Перед экспериментом с детали удаляется оксидный слой с помощью наждачной бумаги. В ходе эксперимента детали-образцы были подвергнуты термической обработке – закалке, различными методами:

- Образец №1: Закалка в печи (классическая)
- Образец №2: Закалка в электролите отключением источника питания от электролитической ячейки
- Образец №3: Скачок с 185В до 400В
- Образец №4: Скачок с 185В до 450В
- Образец №5: Скачок с 228В до 450В (Охлаждение начинается с температуры, превышающей температуру закалки).
- Образец №6: Аналогично №5, через три секунды производилось отключение источника питания от электролитической ячейки.

После чего были проведено исследование твердости обработанных образцов по Роквеллу (шкала HRC).

Таблица 2

Результаты измерения твердости HRC на торцевой поверхности

Образец	HRC
1. Закалка в печи	62,9 ± 2,5
2. Закалка в электролите	60,7 ± 1,7
3. Скачок с 185В до 400В	42,2 ± 0,8
4. Скачок с 185В до 450В	39,5 ± 0,8
5. Скачок с 228В до 450В	60,0 ± 2,3
6. Скачок с 228В до 450В с последующим отключением	57,4 ± 2,4

Твердость боковой поверхности измерялась с шагом в 45°, результаты представлены на лепестковых диаграммах (рис. 1.1 – 1.6).

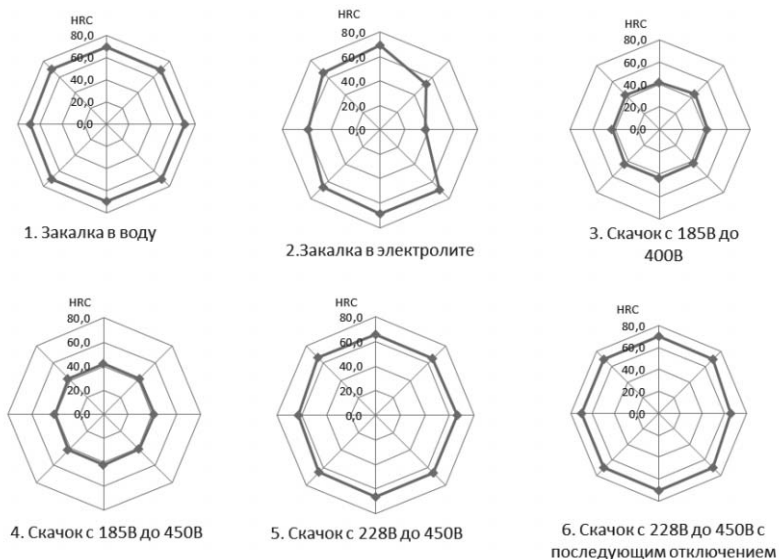


Рисунок 2 – Результаты измерения твердости боковой поверхности

В ходе экспериментов было подтверждено, что отключение питания в условиях анодного электролитного нагрева при температуре образца равной температуре закалки приводит к неоднородному распределению твердости: на боковой поверхности разброс значений превышает 30 HRC.

Было показано, что скачкообразное повышение напряжения с соответствующего температуре закалки стали У8 в область напряжений свыше 400 В не приводит к достаточной скорости охлаждения, что сопровождается невысокими значениями твердости: 40 ± 2 HRC;

Выявлено, что скачок напряжения от более высокой температуры (900 °С для стали У8А) приводит к закалке образцов с характеристиками сравнимыми с характеристиками образцов подверженных классической закалке: значение твердости на торце - $60,0 \pm 2,3$ HRC, на боковой поверхности - $65,4 \pm 0,8$ HRC.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЗАКАЛКЕ РАСПЛАВА НА ВРАЩАЮЩЕМСЯ ТЕПЛОПРИЕМНИКЕ

**М.М. Серов¹, В.С. Моисеев¹, Б.Л. Бобрышев¹, С.Я. Бецофен¹,
Б.Л. Крит¹, М.С. Варфоломеев¹, И.И. Воскресенская¹, И.Г. Умникова²**

¹ФГБОУ ВПО «Московский авиационный институт»

(Национальный исследовательский университет)

125993, Россия, г.Москва, Волоколамское шоссе, д.4

Телефон: 8 (499) 158-92-09

E-mail: s.betsofen@gmail.com

²АО НПП «Квант»

Введение

Магний и его сплавы играют все более важную роль в аэрокосмической технике вследствие их высокой удельной прочности и жесткости. Анализ современного состояния исследований показывает, что прочность и пластичность магниевых сплавов можно повысить применением технологий высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР), которые дают возможность получить более тонкую и более однородную микро- и нанокристаллическую структуры и тем самым повысить служебные свойства магния и его сплавов [1-5].

В настоящей работе поставлена задача исследования влияния быстрой закалки методом экстракции висящей капли расплава (ЭВКР) литейных сплавов систем Mg-Al-Zn (МЛ-5) и Mg-Nd-Zr (МЛ-10). Основным преимуществом метода ЭВКР перед другими литейными методами получения волокон является применение бестигельной плавки, что позволяет получать волокна из химически активных и тугоплавких металлов [6-9].

Материалы и методы исследования

В работе использованы сплавы МЛ-5 (и МЛ-10, отлитые в виде прутков диаметром 12 мм и длиной 200 мм. Литые заготовки имели следующий химический состав. Сплав МЛ-5: Al – 8,2%; Zn – 0,6%; Mn – 0,2%. Сплав МЛ-10: Nd – 2,5%; Zr – 0,6%; Zn – 0,5%.

Для получения дискретных частиц методом экстракции висящей капли расплава использована установка ЭВКР-6 РН (Рис. 1а).