



ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2016

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ,
АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ

ЭЛЕКТРОННЫЙ СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ
МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ СТУДЕНТОВ,
АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ
«ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2016»,
ПОСВЯЩЁННОЙ ГОДУ ОБРАЗОВАНИЯ
В СОДРУЖЕСТВЕ НЕЗАВИСИМЫХ ГОСУДАРСТВ

КРАСНОЯРСК, СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

15-25 АПРЕЛЯ 2016 Г.

Министерство образования и науки Российской Федерации
ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»

Сборник материалов
Международной конференции студентов,
аспирантов и молодых учёных
«Перспектив Свободный-2016»,
посвящённой Году образования
в Содружестве Независимых Государств

Красноярск, Сибирский федеральный университет, 15-25 апреля
2016 г.

Красноярск, 2016



ПЕРСПЕКТИВ СВОБОДНЫЙ-2016

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ, АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ

Красноярск, Сибирский федеральный университет, 15-25 апреля 2016 г.

«Металловедение и термическая обработка металлов (Молодежные «Биронтовские чтения»)»



СОКРАЩЕНИЕ ОБЩЕГО ВРЕМЕНИ ЗАТРАЧИВАЕМОГО НА ТЕРМООБРАБОТКУ ПРИ СОХРАНЕНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА ЗА СЧЁТ УВЕЛИЧЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ

Абалымов В.Р., Удод П.А.

научный руководитель д-р хим. наук Жереб В.П.

Сибирский федеральный университет

Сплав А356.0, наиболее типичный силумин, он относится к конструкционным сплавам системы Al-Si-Mg, нашедшим широкое применение. В основном сплав предназначен для литья тонкостенных и сложных по конфигурации деталей, несущих средние по величине нагрузки. К преимуществам данного сплава следует отнести хорошие литейные свойства: высокая жидкотекучесть, минимальная линейная усадка, что позволяет получать тонкостенные отливки сложной конфигурации; малая склонность к образованию горячих трещин и высокая герметичность [1]. Отливки из сплава имеют сравнительно высокую прочность, удовлетворительную пластичность и наибольшую стойкость в группе силуминов к общей коррозии.

При производстве колес из литейных алюминиевых сплавов в качестве шихтовых материалов в условиях «ЛМЗ «СКАД» используется мелкогабаритная чушка (МГЧ) первичного алюминия производства ОАО «РУСАЛ», МГЧ Mg90 магния и отходы собственного производства. Также для приготовления сплава используется прутковая лигатура Al-Ti-B для модифицирования твердого раствора Al-Sr для модифицирования эвтектики [2].

Для повышения механических свойств отливок используют термообработку. Сокращение издержек на термообработку автомобильных дисков колес посредством повышения качества готовой продукции и коэффициента загрузки оборудования является одной из приоритетных задач современного предприятия.

Целью исследования являлось определение оптимального режима термообработки отливок из сплава А356.0, обеспечивающего требуемый уровень механических свойств и сокращение издержек на данном этапе производства.

Для повышения производительности линии термической обработки было принято решение уточнить допустимое сокращение. С этой целью проводилось термическая обработка образцов по режимам приведенным в таблице 1.

Таблица 1 - Параметры термической обработки

№ опыта	$\tau_{\text{зак}}$, мин	$t_{\text{зак}}$, °С	$\tau_{\text{охл}}$, мин	$t_{\text{воды}}$, °С	$\tau_{\text{задержки}}$, мин	$\tau_{\text{стар}}$, мин	$t_{\text{стар}}$, °С	$\tau_{\text{общее}}$
1	334,8	538	1,2	75	13,5	243	160	592,5
2	297,6		1,06	75	12	216	180	526,6
3	260,4		0,93	75	10,5	189	200	460,83

Опытная работа проводилась на образцах, вырезанных из отливки колеса (зоны: ступицы, спицы и внешней закраины), модели ТЗА.

Полученные результаты механических свойств представлены в таблице 2. В опыте №3, из-за отсутствия нужного количества образцов, вместо ступицы измерялись свойства теплового узла, так как эта зона является наиболее близкой по размеру сечения.

Таблица 2 - Механические свойства

№ опыта	Зона колеса	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Твердость, НВ
1	Внеш. Закр.	278	195	13,2	87
	Спица	228	177	5,4	
	Ступица	248	187	5,9	
2	Внеш. Закр.	281	216	11,2	88
	Спица	230	180	4,1	
	Ступица	243	187	6,5	
3	Внеш. Закр.	261	203	8,3	85
	Спица	231	180	3,8	
	Т.У.	252	193	4,8	
Колесо после стандартной заводской Т/О	Внеш. Закр.	282	191	11,6	84
	Спица	240	192	3,9	
	Ступица	224	164	3,1	
ESA-M2A123-A	Внеш. Закр.	>214	>114	>7	>60

На графиках рисунка 1 представлены зависимости механических свойств, при разных параметрах Т/О, от толщины сечения, так же на них отображены требования предъявляемые стандартом «ESA-M2A123-A» [3] к зоне Внешняя закраина.

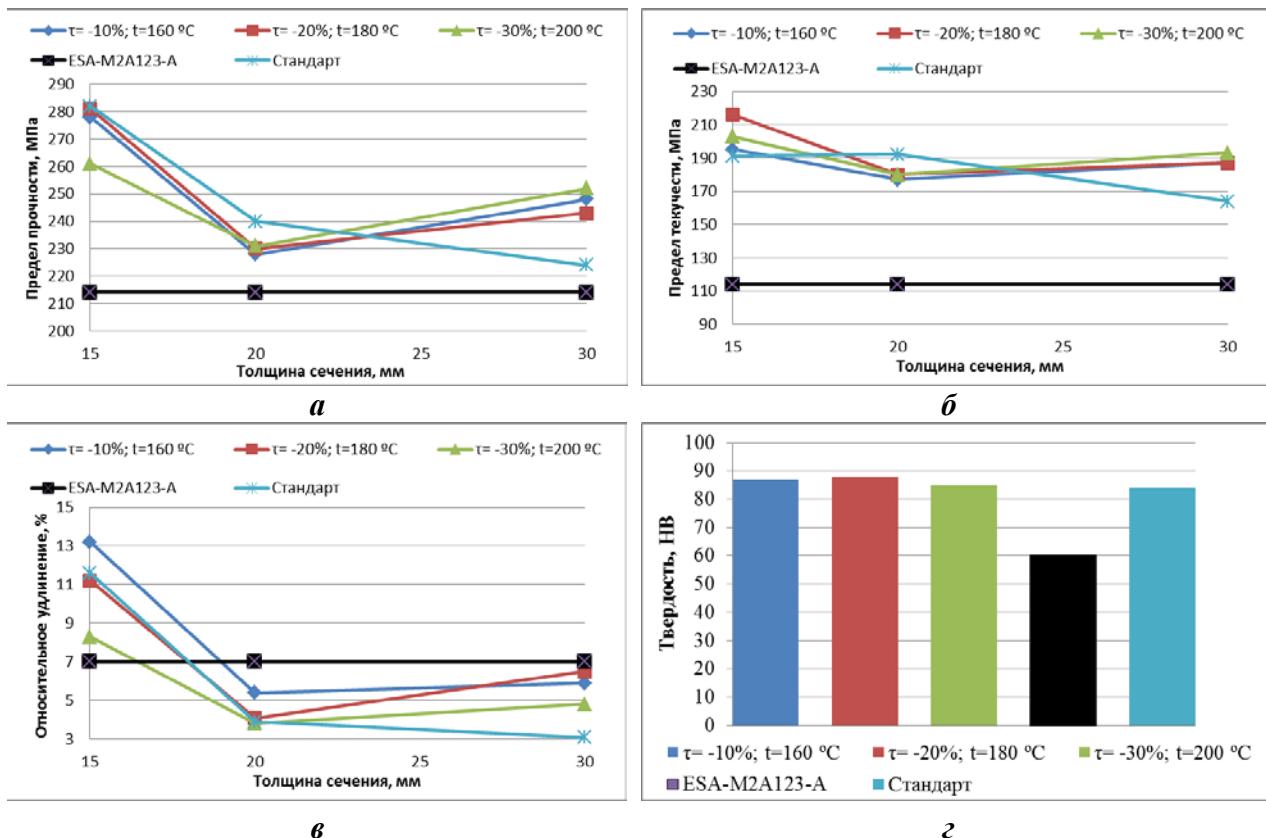


Рис.1 - Зависимость механических свойств от толщины сечения:
 а – предел прочности; б – предел текучести; в – относительное удлинение; г – твердость

Из графиков видно, что показатели механических свойств трех опытов близки, при этом наилучшим сочетанием прочностных и пластических свойств обладают образцы опыта №2.

Учитывая что требования к механическим свойствам предъявляются только к зоне Внешняя закраина, можно говорить о том, что все полученные результаты удовлетворяют этим требованиям.

Низкие показатели механических свойств, в зоне Спица, связаны с наличием дефектов в структуре, в изломе образцов наблюдается большое количество крупных газовых и усадочных пор (рис.2).



Рис.2 - Фрактура излома образца, после испытания на растяжение

Результаты опытов показали что есть возможность сократить время затрачиваемое на прохождение Т/О колес до 30%. При этом температуру старения повысить до 200 °С. Однако наиболее оптимальное сочетание свойств наблюдается при сокращении времени на 20% у повышении температуры старения до 180 °С.

Механические свойства после Т/О по опытным режимам не уступают тем, что получаются после стандартной Т/О.

Список литературы

1. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. / Под ред. Квасова Ф. И. и Фридляндера И. Н., – М.: Металлургия, 1984. – 528 с
- 2.«Снижение вовлечения модифицирующих лигатур в сплав А356.0», Металлургия Машиностроения, №6, Москва, 2015.
3. SAE J452 “General Information – Chemical Compositions and Physical Properties of SAE Aluminum Casting Alloys”.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ УНИВЕРСАЛЬНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСЬЮ COVERAL

Антонов М.М, Орелкина Т.А.

научный руководитель д-р. хим. наук Жереб В.П.

Сибирский федеральный университет

Введение

Повышение эксплуатационных свойств материалов из легких металлических сплавов является наиболее актуальной задачей современной металлургии. Увеличение прочностных свойств дает возможно расширить номенклатуру применения, а также снизить затраты при изготовлении материалов на основе алюминиевых сплавов. Одним из наиболее перспективных способов повышения прочностных характеристик металлических сплавов является их модифицирование. Традиционные способы модифицирования микроструктуры сплавов не позволяют превысить уже достигнутого уровня прочностных и эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов. Поэтому, для повышения их прочностных характеристик необходим поиск новых, более эффективных модификаторов, разработка технологий их производства и применения как модификаторов алюминиевого расплава.

В последние годы в качестве перспективных модификаторов начинают применяться порошковые смеси с добавками солей и рафинирующих реагентов [1-3]. Перечень компонентов таких смесей определяется химическим составом модифицируемого расплава. При этом предполагается [4], что в процессе модифицирования сплава такими смесями происходит взаимодействие солей и оксидов с расплавом алюминия и, в дальнейшем, образование интремеллидов - центров кристаллизации, размеры которых составляют доли микрон. Использование таких смесей для модифицирования алюминиевых сплавов имеет ряд преимуществ перед традиционными модификаторами.

Однако механизм модифицирования алюминиевых сплавов такими порошковыми смесями и оптимальные параметры исследованы недостаточно. Поэтому целью данной работы является исследование влияния в лабораторных и промышленных условиях комбинированной порошковой смеси на структуру алюминиевых сплавов.

Методика проведения исследований

При проведении работы в качестве модификатора была использована комбинированная порошковая смесь «Coveral» производства Fosco. Исследуемая порошковая смесь по данным поставщика в основе имеет фторид титана.

На первом этапе работ были выполнены исследования фазового состава порошковой смеси, а также термодинамический расчет возможных реакций, протекающих в процессе введения модификатора, в составе которого присутствуют соли для рафинирования расплава.

Далее для определения модифицирующей способности порошка были проведены опытно-промышленные плавки в условиях ООО «ЛМЗ «СКАД». Выполнено опытно-промышленное литье колес двух разных моделей из сплава AlSi7. Опытное модифицирование заключалось во введении воронку «завихренного» расплава при температуре 750 °С экспериментального флюса, с помощью специальной рафинирующей установки, а также введении прутковой лигатуры Al-Sr. Количество модифицирующего порошка рекомендовано производителем, и в данном случае составило 400 гр. на 600 кг жидкого алюминия. Температура литья составляла 720 °С.

Модифицирование расплава при изготовлении серийных колес осуществляли введением прутковых лигатур Al-Ti-B и Al-Sr. Исследуемые опытные и серийные отливки колес были подвергнуты термической обработке – закалке с последующим искусственным старением.

Результаты исследований

Рентгенофазовый анализ исследуемой порошковой смеси показал, что она представляет собой смесь солей и оксидов, таблица 1.

Таблица 1 – Фазовый состав модифицирующей смеси Coveral.

Фазовый состав, %					
KCl	K ₂ TiF ₆	K ₂ Ti ₆ O ₁₃	TiO ₂	NaCl	Остальное
55,8	30,1	7,5	3,0	1,22	2,38

Присутствующие в исследуемой смеси соли KCl и NaCl оказывают рафинирующие действие на расплав и модифицирующее воздействие на структуру эвтектики. Тогда как основное модифицирующее действие на алюминиевый сплав будет оказывать соль K₂TiF₆.

С целью оценки вероятности протекания процессов модифицирования, был проведен термодинамический расчет возможных реакций взаимодействия солей и оксидов с расплавом алюминия, таблица 2.

Таблица 2 - Изменение свободной энергии (ΔG) реакций взаимодействия оксидов и солей при температуре расплава 750°C

№ пп	Реакция	ΔG , кДж
1	$K_2TiF_6 + 3Al = Al_3Ti + 2K + 6F$	2255,854
2	$K_2TiF_6 + 2Al = 2AlF + 2K + TiF_4$	242,997
3	$K_2TiF_6 + 2Al = Ti + 2AlF_3 + 2K$	-151,417
4	$3Al + Ti = Al_3Ti$	-122,351
5	$3TiO_2 + 4Al = 3Ti + 2Al_2O_3$	-423,556
6	$3Al + Ti = Al_3Ti$	-122,351

Расчеты показывают, что наиболее вероятным результатом взаимодействия K₂TiF₆ с расплавом алюминия является образование фторида алюминия с выделением металлических калия и титана (реакция 3). При этом титан, взаимодействуя с алюминием, образует частицы интерметаллида Al₃Ti (реакция 4), а диоксид титана, восстанавливаясь алюминием, образует частицы оксида алюминия (реакция 5), которые впоследствии и является центрами кристаллизации. Согласно расчетам, титан, образующийся в реакции 5, также имеет возможность взаимодействовать с расплавом алюминия с образованием частиц интерметаллида Al₃Ti (реакция 4).

В опытно-промышленных условиях было проведено сопоставление эффективности модифицирования сплава AlSi7 порошковой смесью «Coveral» и лигатурным прутком AlTi5B1 при температуре расплава 750 °C с литьем двух моделей колес. Химический состав сплава колес, полученных с использованием серийного (с.м.) и опытного (о.м.) модификаторов и результаты исследования их механических свойств представлены в таблицах 3 и 4.

Представленные в таблицах 3 и 4 результаты показывают, что уровень свойств в зоне закраины опытных колес выше, чем в серийных. Тогда как в спицах колеса №2 уровень свойств, с учетом погрешности, практически одинаков. Последнее объясняется

тем, что скорость охлаждения обода при литье с используемой пресс-формой почти всегда постоянна, а охлаждение спиц и ступицы является менее стабильным процессом.

Таблица 3 - Химический состав двух моделей колес

Модель/хим.элемент,%	Si	Mg	Ti	Cu	Fe	B
№1 о.м.	7,33	0,285	0,106	0,005	0,113	0,0015
№1 с.м.	7,08	0,309	0,103	0,003	0,113	0,0012
№2 о.м.	6,93	0,291	0,108	0,005	0,114	0,0009
№2 с.м.	6,98	0,240	0,126	0,003	0,099	0,0016

Таблица 4 - Механические свойства зон опытных и серийных колес

Модель	Зона	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
№1 о.м.	Спицы	227±6	165±9	6±0,8
	Внешняя закраина	261±2	181±3	12±0,1
№1 с.м.	Спицы	210±4	171±6	4±0,9
	Внешняя закраина	251±2	166±3	12±0,2
№2 о.м.	Спицы	225±7	166±8	5±0,9
	Внешняя закраина	268±2	177±2	11±0,6
№2 с.м.	Спицы	233±6	158±3	6±1,3
	Внешняя закраина	259±1	170±7	7±0,1
Технические условия		214	114	7

Результаты исследования макроструктуры показали, что размер зерна в опытных колесах значительно ниже, чем в серийных (рисунок 1).

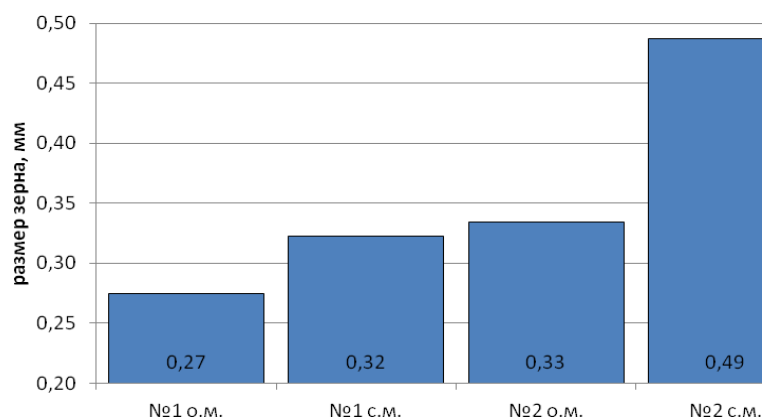


Рис.1 - Размер зерна в зависимости от модели колеса и типа модифицирования

Заключение

1. Термодинамический анализ реакций, выполненный в работе, позволяет предположить, что основным процессом, определяющим модифицирующую способность комбинированной порошковой смеси, является образование в результате взаимодействия расплава алюминия с солями и оксидами смеси, частиц интерметаллидов Al_3Ti .

2. Порошковая смесь в условиях опытно-промышленного литья показала не только высокую модифицирующую способность, но и хорошие результаты при ее применении в качестве рафинирующего флюса.

3. Использование исследуемой порошковой смеси может заменить традиционное модифицирование прутковыми лигатурами и флюса, что позволит в конечном итоге снизить себестоимость готовой продукции.

Список литературы

1. Пат. 2016112 РФ, МКИ С22С 1/06, С22В 9/10. Способ модифицирования алюминиевых сплавов/ Д.М. Горбунов, А.В. Новиков, М.Ю. Новомейский, Ю.Д. Новомейский. – Заявка № 5036577/02. – Заявл. 08.04.1992. – 15.07.1997.

2. Якимов В.И. / Влияние модифицирующей смеси «МС-М» на качество алюминиевых отливок / В.И. Якимов, Г.Е. Паниван, С.О. Ограков, Е.В. Захарова, А.И. Евстигнеев, Хосен Ри, Ю.Д. Новомейский // Литейное производство. 2011 г. № 4. 7 – 8 С.

3 . Крушенко Г.Г. / Модифицирование алюминиевых сплавов нанопорошками / Крушенко Г.Г., Фильков М.Н. // Нанотехника. 2007 г. № 4. 58-64 С

4. Антонов М.М. / Влияние модифицирования на структуру и свойства деформированных сплавов системы Al-Mg-Si/ М.М. Антонов, Н.В. Окладникова, Ю.А. Горбунов, В.П. Жереб, Т.Н. Дроздова, Т.А. Орелкина, М.Г. Шамсутдинова// Техника и технологии. 2015 г. Том 8, №5. 601-608



МЕТАСТАБИЛЬНОЕ РАВНОВЕСИЕ В СИСТЕМЕ $\text{Bi}_2\text{GeO}_5 - \text{Bi}_2\text{SiO}_5$

Бермешев Т.В., Тас-оол Р.Н.

научный руководитель д-р хим. наук Жерев В.П.

Сибирский федеральный университет

Германаты и силикаты висмута Bi_2GeO_5 и Bi_2SiO_5 со структурой типа Ауривиллиуса являются метастабильными фазами [1-4] и представляют большой интерес как материалы с высокой ионной проводимостью по кислороду, сегнетоэлектрики с высокой температурой Кюри и уникальные фотокатализаторы.

Образцы, составы которых лежат на разрезе $\text{Bi}_2\text{GeO}_5 - \text{Bi}_2\text{SiO}_5$ системы $\text{Bi}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2 - \text{GeO}_2$, получали тщательным смешиванием исходных компонентов: Bi_2O_3 и SiO_2 квалификации ОСЧ, а также GeO_2 полупроводниковой чистоты [5]. Равновесие достигали взаимодействием компонентов в расплаве. Метастабильное равновесие в системе $\text{Bi}_2\text{GeO}_5 - \text{Bi}_2\text{SiO}_5$, реализовывали медленным (6-10 град/мин) охлаждением расплава [2-4] от 1100 °С до комнатной температуры. Для исследования фазовых превращений и идентификации фаз применяли дифференциально-термический (ДТА) и рентгенофазовый (РФА) анализы.

По результатам ДТА характер фазовых превращений в процессах нагревания и охлаждения отличается как по количеству тепловых эффектов, так и по их температурам. На рисунке 1 приведены термограммы нагревания и охлаждения смеси исходных оксидов, содержащих 50 мол. % $\text{Bi}_2\text{O}_3 + 25$ мол. % $\text{GeO}_2 + 25$ мол. % SiO_2 . Из термограммы (рис. 1, а) следует, что при нагревании после эндотермического перехода $\alpha \rightarrow \delta$ Bi_2O_3 при 735 °С начинается взаимодействие исходных компонентов по экзотермической реакции при 816 °С. Последующие эндоэффекты при 877, 1000 и 1055 °С соответствуют процессам превращения продуктов взаимодействия, в которых преобладает твердый раствор со структурой эвлитина, плавящейся при 1055 °С. Охлаждение расплава от температуры 1100 °С сопровождается образованием метастабильного η - твердого раствора при 845 °С.

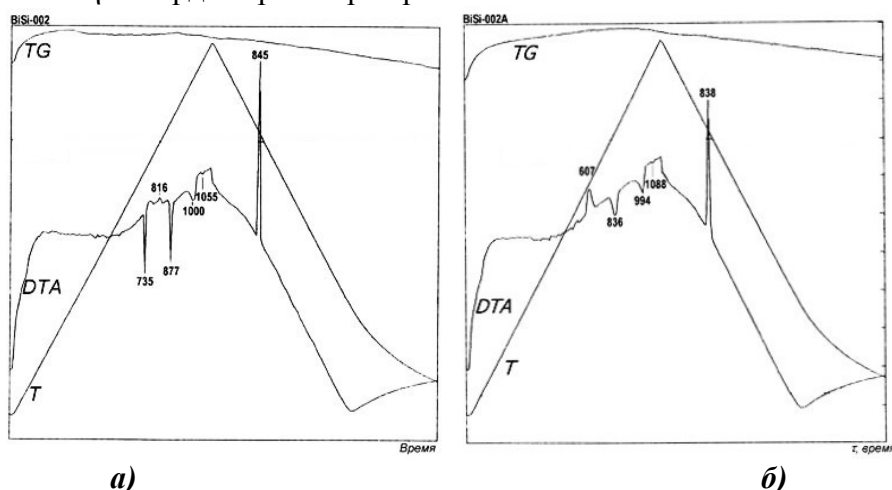


Рис. 1 - Термограммы нагревания и охлаждения исходной смеси (а) оксидов 50 мол. % $\text{Bi}_2\text{O}_3 + 25$ мол. % $\text{GeO}_2 + 25$ мол. % SiO_2 и метастабильного образца (б) того же состава

Повторное нагревание образца метастабильной η -фазы (рис. 1, б) сопровождается ее экзотермическим распадом - переходом в стабильное состояние с

последующими превращениями при нагревании уже как стабильной фазы. Охлаждение полученного из этого образца расплава от 1100 °С сопровождается значительным переохлаждением расплава и кристаллизацией метастабильного твердого раствора со структурой η - фазы при 838 °С. Различие в температурах кристаллизации метастабильной фазы в первом и втором опыте составляет всего 7 °С.

По результатам ДТА и РФА полученных охлаждением расплава образцов метастабильных фаз построена диаграмма метастабильного равновесия квазибинарной системы Bi_2GeO_5 - Bi_2SiO_5 , представленная на рис. 2.

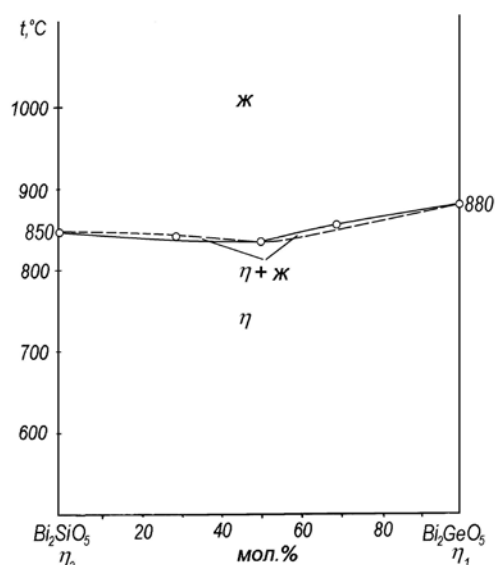


Рис.2 - Политермический разрез квазибинарной системы Bi_2SiO_5 - Bi_2GeO_5 в состоянии метастабильного равновесия

Вывод. Исследовано образование метастабильных фаз при охлаждении расплавов квазибинарной системы Bi_2SiO_5 - Bi_2GeO_5 трехкомпонентной оксидной системы Bi_2O_3 - SiO_2 - GeO_2 . По результатам ДТА и РФА метастабильных фаз построена фазовая диаграмма квазибинарного разреза Bi_2SiO_5 - Bi_2GeO_5 системы Bi_2O_3 - SiO_2 - GeO_2 в состоянии метастабильного равновесия. Показано, что метастабильные силикат и германат висмута со структурой типа Ауривиллиуса образуют непрерывный ряд твердых растворов.

Список литературы

1. Сперанская Е.И., Аршакуни А.А. Система окись висмута - двуокись германия // Ж. неорган. химии. 1964. Т. 9. № 2. С. 414-421.
2. Тананаев И.В., Скориков В.М., Каргин Ю.Ф., Жереб В.П. Исследование образования метастабильных фаз в системе Bi_2O_3 - SiO_2 (GeO_2) // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1978. Т. 14. № 11. С. 2024–2028.
3. Каргин Ю.Ф., Жереб В.П., Скориков В.М. Стабильное и метастабильное фазовые равновесия в системе Bi_2O_3 - SiO_2 // Ж. неорган. химии. 1991. Т. 36. № 10. С. 2611-2616.
4. Жереб В.П. Метастабильные состояния в оксидных висмутсодержащих системах. - М.: МАКС Пресс, 2003. 162 с.
5. Бермешев Т.В. Особенности метастабильного фазообразования в системе Bi_2O_3 - SiO_2 - GeO_2 // Материалы Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых "Перспектив Свободный 2015". Красноярск. СФУ. 2015. С.12-13

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСКОВ
АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС С РАСКАТНЫМ ОБОДОМ ИЗ СПЛАВА АК7**

Богданова Т.А.¹, Ваг М.В.¹, Меркулова Г.А.², Гильманшина Т.Р.²,

Тимофеев Н.С.², Кудрявых А.А.²

научный руководитель канд. техн. наук Меркулова Г.А.²

Сибирский федеральный университет

Современные технологии изготовления дисков автомобильных колес приведены, в частности, в работе [1].

В настоящее время наиболее распространены следующие технологии производства колёс из алюминиевых сплавов: объёмная штамповка и раскатка; литьё под низким давлением и комбинация литейных и деформационных способов получения элементов, их сварка или болтовое соединение [2].

Весьма перспективным способом получения автомобильных дисков является процесс изготовления дисков методом *литья под низким давлением с технологией раскатки обода*, который способствует достижению легкости и высокой прочности обода диска. Диски с раскаткой обода имеют эксплуатационные качества кованных дисков по цене литых [3].

Цель данной работы: исследование влияния деформации и термообработки на механические свойства дисков автомобильных колес с раскатным ободом из сплава АК7.

Работа выполнена на предприятии ООО «КиК», г. Красноярск, где в настоящее время отрабатывают технологию изготовления дисков автомобильных колес с раскаткой обода.

На образцах из дисков колес определяли механические свойства до и после деформации. Исследована зона обода. Значения приведены на рисунке.

Согласно ГОСТ Р 50511-93 у дисков автомобильных колес из термообрабатываемого сплава должны быть следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geq 140$ МПа, $\sigma_{\text{в}} \geq 210$ МПа, $\delta \geq 5$ %, 75 – 95 НВ.

В результате проведенной работы установлены низкие значения прочностных свойств и высокие значения пластичности в зоне обода после раскатки, что можно объяснить длительным нагревом колес перед деформацией. Проведение деформации и термообработки способствует повышению механических свойств: получено значение условного предела текучести $\sigma_{0,2} = 216$ МПа (сред.) вместо требуемого по ГОСТу 140 МПа. Временное сопротивление разрыву достигает 286 МПа (сред.), а по ГОСТу должно быть $\sigma_{\text{в}} = 210$ МПа. Среднее значение относительного удлинения (δ) составляет 9 %, а по ГОСТу – 5 %. Твердость по Бринеллю равна 80, что соответствует требованиям ГОСТа. Механические свойства образцов, определенные при испытании на растяжение, после деформации выше, чем у образцов без деформации (см. рис.1).

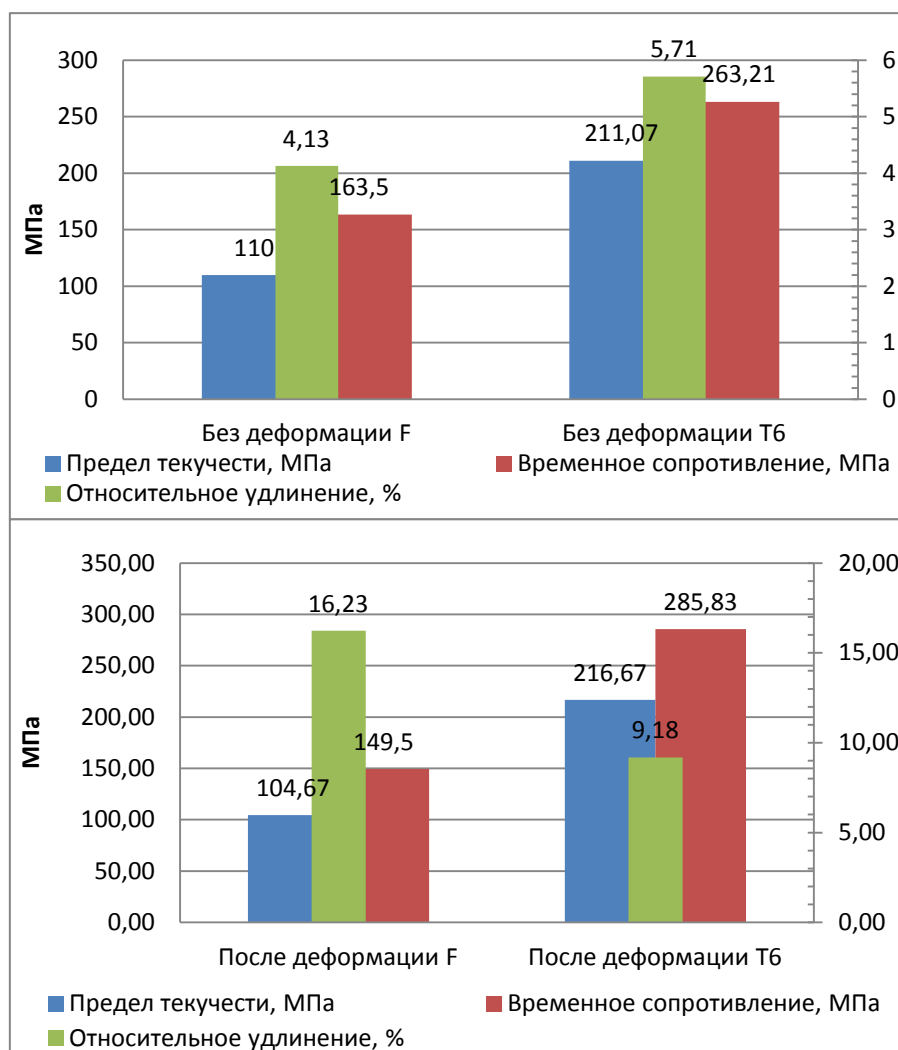


Рис.1 - Влияние деформации и термической обработки на механические свойства дисков автомобильных колес в зоне обода из сплава АК7: F – без какой – либо дополнительной обработки после изготовления; T6 – закалка и полное искусственное старение

Таким образом, деформация, проводимая при раскатке обода, и термообработка способствуют повышению механических свойств дисков автомобильных колес из термоупрочняемого сплава АК7.

Список литературы

1. Богданова, Т. А. Современные технологии изготовления дисков автомобильных колес / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Т. Р. Гильманшина [и др.] // Современные проблемы науки и образования. 2014. – № 5. – С. 86 // Информация с сайта <http://www.science-education.ru/119-15005>.
2. Пат. № 2093294МПК В21Н1/00, В21D53/26. Способ изготовления деталей типа дисков автомобильных колес [Текст] / Утяшев Ф.З., Кайбышев О.А., Фархутдинов К.Г. – № 94010932/02; заявл. 29.03.1994; опубл. 20.10.1997.
3. Технология раскатки обода [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://marcello-wheels.ru/raskatka-oboda-diska>.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ

Власюк А.В., Коваленко Т.А.

научный руководитель доц., канд. техн. наук. Ковалева А.А.

Сибирский федеральный университет

В работе были рассмотрены 4 возможных варианта осуществления процесса экструзии, в результате проведения которых каждый раз происходило получение прутка диаметром 6 мм (порядковые номера реализованных вариантов, приведенные ниже, соответствуют далее тем номерам, что указаны на гистограмме):

1. раздельные горячее брикетирование стружки и последующая горячая экструзия брикета;
2. раздельные холодное брикетирование стружки и последующая горячая экструзия брикета;
3. совмещенные горячее брикетирование стружки и горячая экструзия;
4. предварительный отдельный нагрев стружки с последующим совмещенным горячим брикетированием и горячей экструзией.

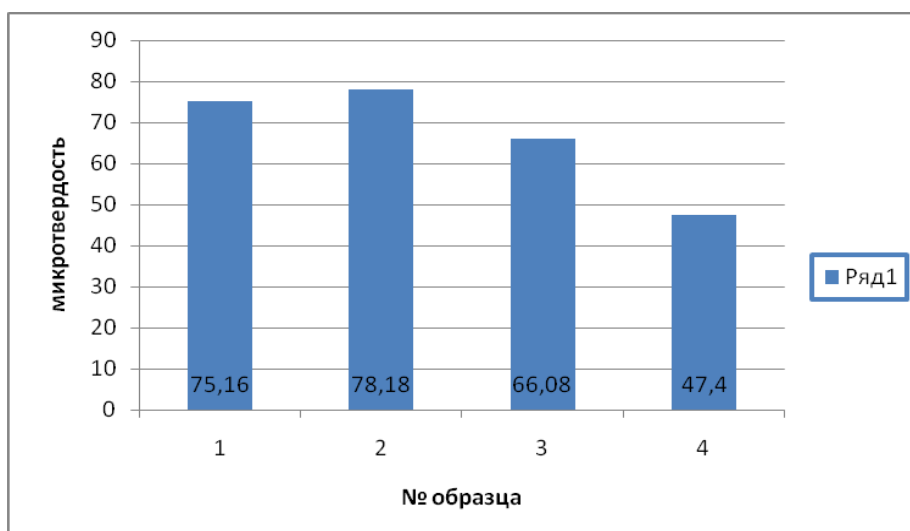


Рис.1 - Гистограмма микротвердости продольных образцов



Рис.2 - Гистограмма микротвердости поперечных образцов

Из полученных данных видно, что микротвердость в продольных и поперечных образцах меняется в зависимости от вида обработки давлением и вида сечения.

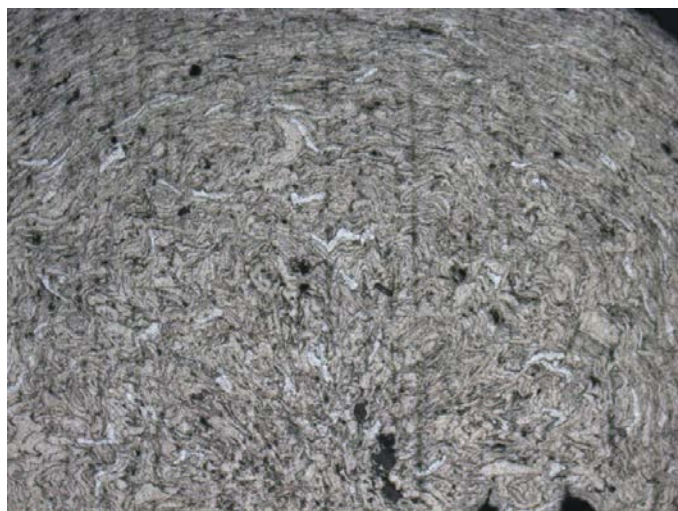


Рис.3 - Структура поперечного сечения образца

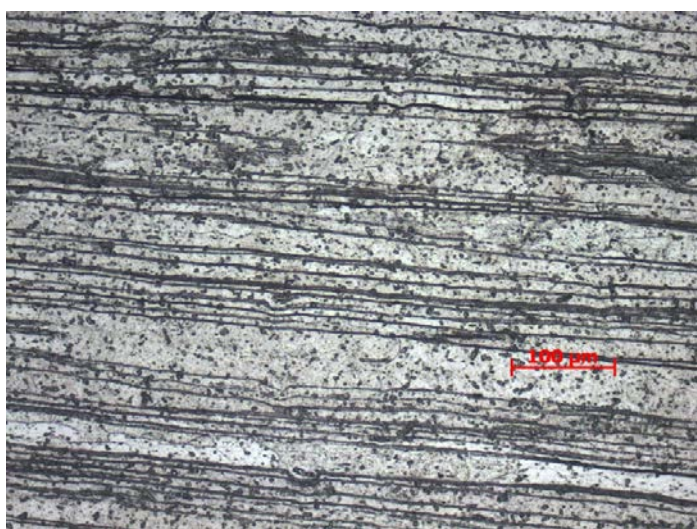


Рис.4 - Структура продольного сечения образца

Металлографическим методом определена структура образцов из алюминиевого сплава АД31. Микроструктура представлена на рисунках 3 и 4. В продольных образцах видны текстурированные линии расположения стружки в направлении действия приложенного напряжения, а с торца образцов стружки закрученные без видимой ориентации. При сравнении микроструктур образцов всех видов действия деформации обнаружено, что текстурированные линии расположения стружки отличаются только плотностью и расстоянием между линиями. В поперечном направлении происходит завихрение стружки.

Список литературы

1. Структура гетерогенных стружковых материалов цветных сплавов: монография / Биронт В.С. Загиров Н.Н., Ковалева А.А., Аникина В.И., А.С. Сапарова; ФГАОУ ВПО Сибирский федеральный университет. – Новосибирск: издательство «СИБПРИНТ», 2011. – 130с.

2. Особенности формирования структуры и свойств горячепрессованных прутков, получаемых из сыпучей стружки свинцовой латуни: журнал Вестник магнитогорского государственного технического университета им Г.И. Носова. / Загиров Н.Н., Иванов Е.В., Ковалева А.А., Аникина В.И. – Магнитогорск: издательский центр МГТУ им Г.И. Носова, 2013. – 64-68с.

3. Анализ формирования структурных зон в стружковом материале из сплава АД31, полученного обработкой давлением: журнал СФУ техника и технологии №3 / А.А. Ковалева, В.И. Аникина, Н.Н. Загиров – Красноярск: издательство СФУ, 2014. – 304-308с.



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg

Герасимов И.В.

научный руководитель канд. техн. наук, доц. Лопатина Е.С.

Сибирский федеральный университет

Повышение удельных прочностных характеристик конструкционных материалов, за счет применения новых алюминиевых сплавов с повышенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью, является актуальной задачей.

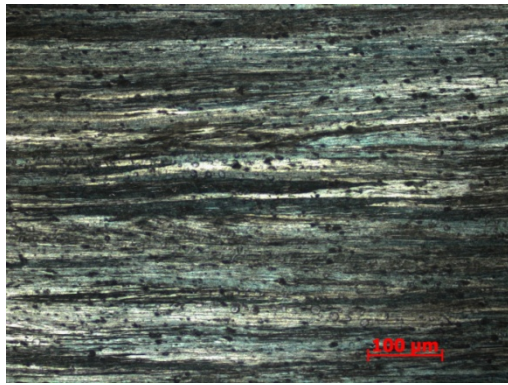
Сплавы системы Al–Mg характеризуются сочетанием удовлетворительной прочности, хорошей пластичности и литейных свойств, очень хорошей свариваемости и коррозионной стойкости. В последние годы большое внимание уделяется изучению комплексного легирования переходными металлами, такими как Sc и Zr, и его влияния на структуру и свойства деформируемых алюминиевых сплавов. Такие сплавы обладают значительно более высокой прочностью и требуемыми эксплуатационно-технологическими характеристиками.

В данной работе исследовали влияние деформации на структуру 8 экспериментальных сплавов системы Al–Mg, экономно легированных скандием, цирконием, хромом и др. элементами. Для изучения возможности получения требуемого комплекса механических свойств проводили металлографический анализ образцов из исследуемых сплавов, толщиной 1 мм, полученных из заготовки толщиной 10 мм. Исключение составил сплав 3, который прокатывали из заготовки 5 мм до толщины 1 мм. Также исследовали механические свойства образцов после рекристаллизационного отжига при 300 °С в течение 3 ч.

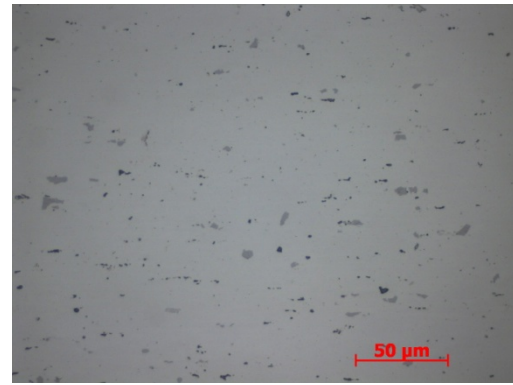
Микроструктура всех образцов (рис. 1, 2) содержит интерметаллидные фазы расположенные в основном по границам зерен, вытянутых вдоль направления деформации. В исследуемых полуфабрикатах выявляются кристаллы серого цвета, имеющие форму, близкую к правильной огранке. Наиболее крупные из них имеют размеры 10-20 мкм. Исследование зеренной структуры с помощью метода оксидирования показало, что структура деформированных полуфабрикатов имеет волокнистое строение. Такая структура будет характеризоваться высокими прочностными свойствами и пониженными значениями пластичности.

Для получения оптимального комплекса свойств деформированных изделий необходимо проведение рекристаллизационного отжига. При нагреве сплавов Al–Mg, легированных скандием, происходит распад твердого раствора с образованием дисперсных когерентных выделений фазы Al_3Sc , оказывающих значительное упрочняющее действие и повышающих температуру рекристаллизации деформированного полуфабриката. Максимальное упрочнение достигается при нагреве до 300–400 °С, более высокие температуры приводят к коагуляции фазы Al_3Sc и разупрочнению. Легирование исследуемых сплавов скандием и цирконием позволит сохранить в полуфабрикатах после термообработки нерекристаллизованную структуру и получить за счет этого значительный эффект структурного упрочнения.

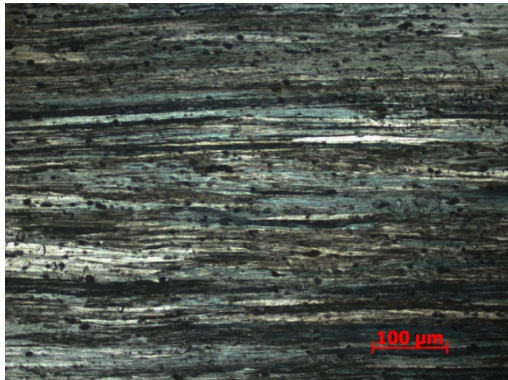
Исследования механических свойств образцов опытных сплавов показало, что при заданных режимах термообработки требования по пределу текучести металла выполняются, а по относительному удлинению близки к заданным значениям (табл. 1).



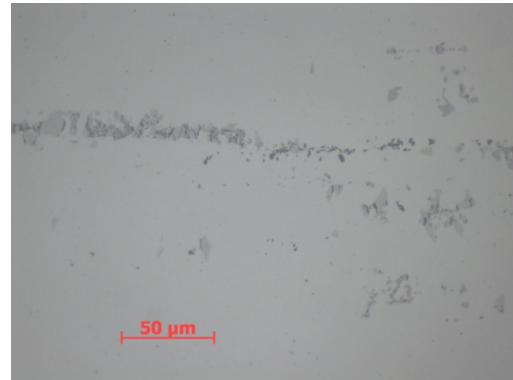
a



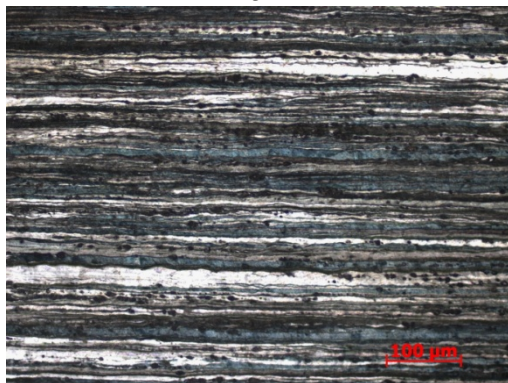
б



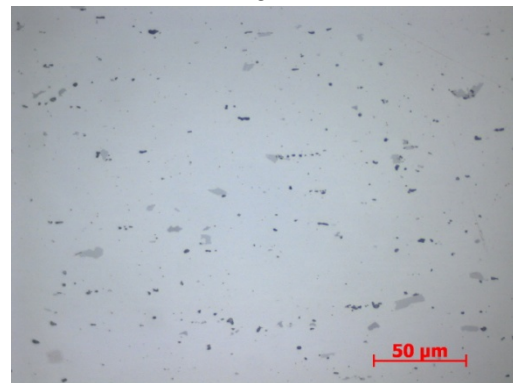
в



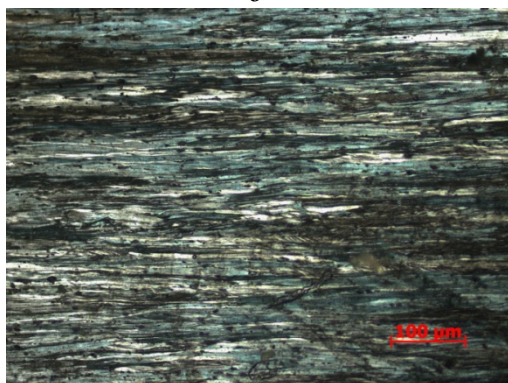
г



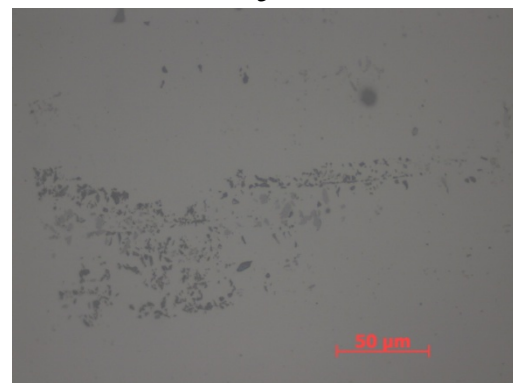
д



е

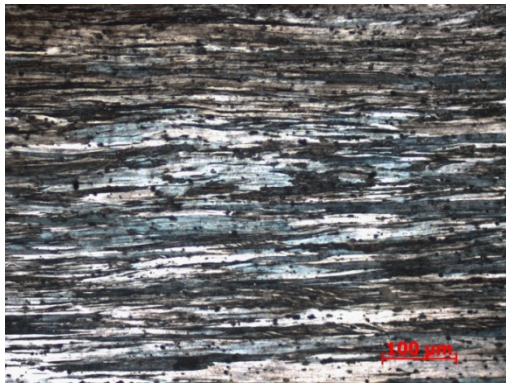


ж

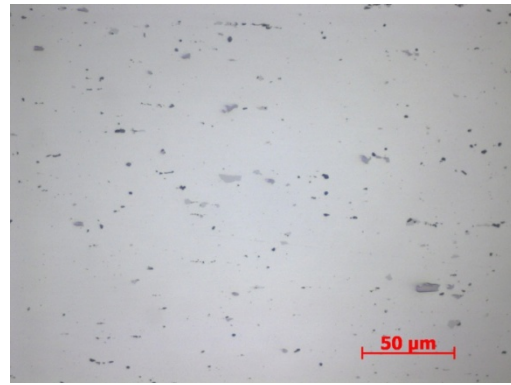


з

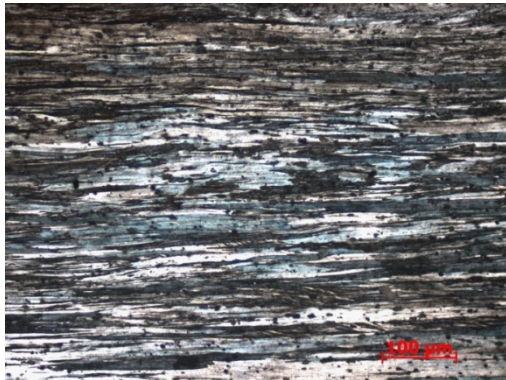
**Рис.1 – Микроструктура деформированных полуфабрикатов:
а, б – сплав 1, в, г – сплав 2, д, е – сплав 3, ж, з – сплав 4;
а, в, д, ж – с оксидированием (×200), б, г, е, з – без оксидирования (×500)**



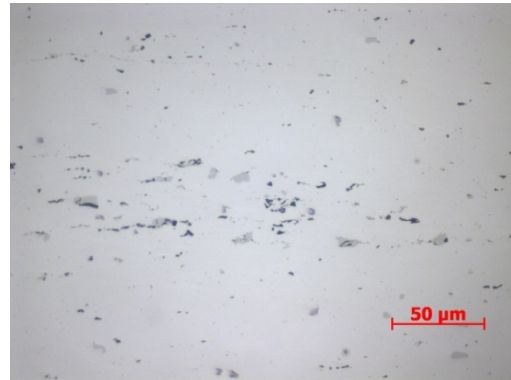
a



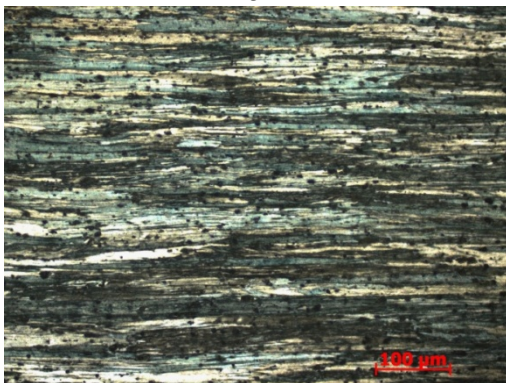
б



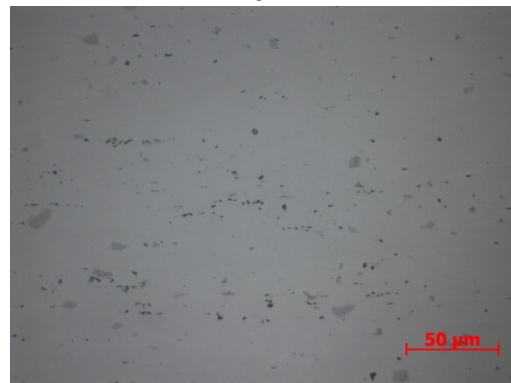
в



г



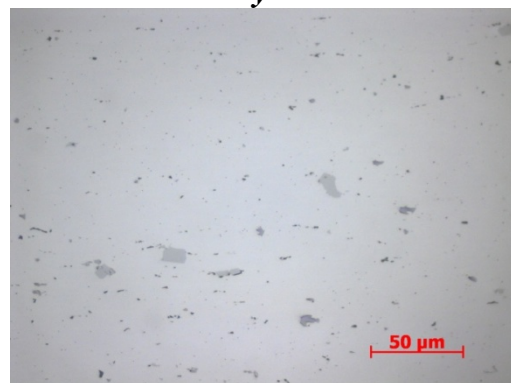
д



е



ж



з

**Рис.2 – Микроструктура деформированных полуфабрикатов:
а, б – сплав 5, в, г – сплав 6, д, е – сплав 7, ж, з – сплав 8;
а, в, д, ж – с оксидированием (×200), б, г, е, з – без оксидирования (×500)**

Таблица 1 – Механические свойства проката толщиной 1 мм из сплавов системы Al-Mg

Номер образца сплава	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Параметры термообработки (температура и время выдержки)
1	434	357	16,3	300°, 3 ч
2	407	261	21,2	300°, 3 ч
3	405	317	9,8	300°, 3 ч
4	462	271	12,0	300°, 3 ч
5	423	288	12,6	300°, 3 ч
6	362	248	14,3	300°, 3 ч
7	425	282	14,8	300°, 3 ч
8	387	298	9,2	300°, 3 ч

Таким образом, проведенные исследования показали, что структура деформированных полуфабрикатов из экспериментальных сплавов системы Al-Mg, характеризуется волокнистым строением и соответственно высокими прочностными свойствами и пониженными пластическими. Рекристаллизационный отжиг обеспечил необходимые значения по пределу текучести и удовлетворительные значения относительного удлинения.

Список литературы

1. Низомов, З. Температурная зависимость теплоёмкости сплава АК1М2, легированного редкоземельными металлами / З. Низомов, Б Гулов, И. Н. Ганиев, Р. Х. Саидов, А.Э. Бердиев // Доклады академии наук республики Таджикистан. – 2011. – т. 54. – №11. – С. 917–921.
2. Елагин, В. И. Конструкционные наноструктурные сплавы на алюминиевой основе./ В. И. Елагин// Технология легких сплавов. – 2004. – № 3. – С. 6 – 29.
3. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов./ Л. Ф. Мондольфо// Под редакцией И. Н. Фридляндера. – М.: Металлургия. – 1979. –С. 639.

СИНТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИНКА, ДОПИРОВАННЫХ ОКСИДАМИ ВАНАДИЯ И ТИТАНА

Дикарев В.В.

научный руководитель канд. тех. наук Аникина В.И.,

канд. тех. наук Симонова Н.С.

Сибирский федеральный университет

В настоящее время широкое распространение получили композиционные материалы на основе оксидов металлов, характеризующиеся уникальным сочетанием химических, физических и механических свойств, что позволяет их использовать в различных областях современной техники^[1]. Например, в качестве оксидной дисперсно-упрочняющей фазы в электроконтактных элементах низковольтной аппаратуры используется оксид кадмия. В настоящий момент времени вместо оксида кадмия предложено использовать оксид цинка^[2]. Замена токсичного оксида кадмия в составе электроконтактных материалов на менее токсичный и дешевый материал, позволит существенно снизить экологическую опасность электроконтактной продукции, не ухудшая ее характеристик. Введение в оксид цинка титана может приводить к улучшению ряда эксплуатационных характеристик, таких как, например, электропроводность, смачиваемость расплавом серебра и дугогасящие свойства.

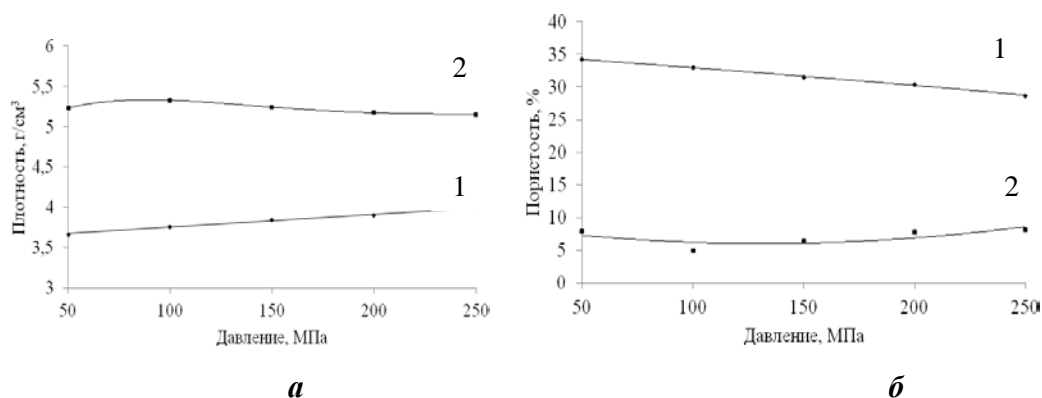
Для получения керамики использовали индивидуальные оксиды ZnO, V₂O₅ и TiO. Приготовление шихты, составы которых указаны в таблице 1, осуществляли совместным перетиранием оксидов в агатовой ступке в течение 1 часа. Отработку режимов проводили на образцах 4 состава (таблица 1).

Таблица 1 – Составы керамических материалов на основе (100-x) ZnO-xV₂O₅0,1 TiO

Состав	Содержание, мол. %		
	ZnO	TiO	V ₂ O ₅
1	99,9	0,1	-
2	99,89	0,1	0,01
3	99,85	0,1	0,05
4	99,8	0,1	0,1
5	99,75	0,1	0,15
6	99,7	0,1	0,2

Компактирование образцов проводили с применением гидравлического пресса в стальной пресс-форме. Спекание полученных материалов проводили в муфельной печи SNOL 30/1300.

Установление эффективного давления прессования проводили по построенной кривой уплотнения. Формование образцов осуществляли при давлении 50-250 МПа с шагом 50 МПа. На рисунке 1 приведены изменения плотности и пористости керамики при увеличении давления прессования до термической обработки и после.



1 – до обжига; 2 – после обжига

Рис.1 – Изменение плотности (а) и пористости (б) керамики на основе ZnO-V₂O₅-TiO при увеличении давления прессования

Можно отметить, что при повышении давления прессования плотность необожжённых образцов повышается и достигает 3,98 г/см³ при 250 МПа. Исходя из данных, представленных на рисунке 1, для обожжённых образцов максимальная плотность составила 5,3 г/см³ и минимальная пористость достигается при давлении 100 МПа.

Основными параметрами получения керамического материала являются температура и продолжительность спекания. Спекание отпрессованных заготовок проводили при температурах от 800 до 1100°C с шагом 100°C в течение 4 ч при каждой температуре. Данные плотности и пористости приведены на рисунке 2.

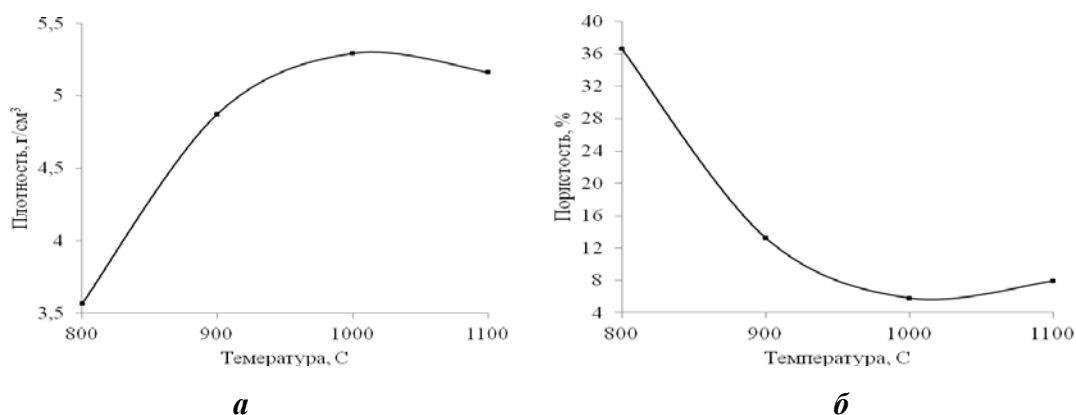


Рис.2 – Изменение плотности (а) и пористости (б) керамики на основе ZnO-V₂O₅-TiO при повышении температуры спекания

Согласно представленным данным, спекание керамических образцов проводили при 1000°C.

Для установления необходимого и достаточного времени спекания керамических образцов определено изменение плотности и пористости керамики в зависимости от времени термической обработки при T = 1000°C. Результаты представлены на рисунке 3.

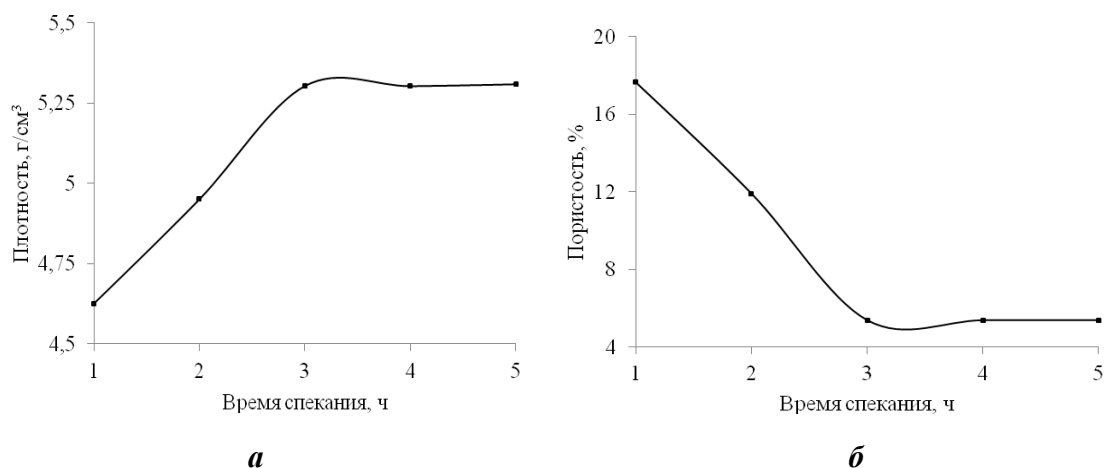


Рис.3 – Изменение плотности (а) и пористости (б) керамики на основе ZnO-V₂O₅-TiO в зависимости от времени термической обработки

Можно отметить, что при термической обработке керамики в течение 3 часов достигается максимальная плотность и минимальная пористость. Дальнейшее увеличение времени спекания не приводит к существенному изменению этих характеристик. Таким образом, на основании представленных экспериментальных данных, было принято проводить синтез керамических образцов путем прессования порошковой шихты при 100 МПа с последующим спеканием при 1000°C в течение 3 часов. При данных режимах формируется керамический материал плотностью 5,3 г/см³, пористостью 5,4 %.

Полученный керамический материал может быть рекомендован в качестве оксидной дисперсно-упрочняющей фазы в электроконтактных элементах низковольтной аппаратуры

Список литературы

1. Bian J.M. Deposition and electrical properties of N-In co doped p-type ZnO films by ultrasonic spray pyrolysis / J.M. Bian, X.M. Li, X.D. Gao [et al.] // Appl. Phys. Lett, 2004. – V.84, №4. – С. 541-543.
2. Alivov Ya.I. Всесторонний обзор материалов и устройств на основе ZnO / Ya. I. Alivov, C. Liu, A. Teke, M.A. Reshchikov et al. 2007. – С. 124-186.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ПЛОТНОСТЬ АЛЮМИНИЯ

Коваленко Т.А., Власюк А.В.

научный руководитель доц., канд. техн. наук Ковалева А.А.

Сибирский федеральный университет

В работе были рассмотрены 4 возможных варианта осуществления процесса экструзии, в результате проведения которых каждый раз происходило получение прутка диаметром 6 мм (порядковые номера реализованных вариантов, приведенные ниже, соответствуют далее тем номерам, что указаны на графике):

1. раздельные горячее брикетирование стружки и последующая горячая экструзия брикета;
2. раздельные холодное брикетирование стружки и последующая горячая экструзия брикета;
3. совмещенные горячее брикетирование стружки и горячая экструзия; предварительный отдельный нагрев стружки с последующим совмещенным горячим брикетированием и горячей экструзией.
4. предварительный отдельный нагрев стружки с последующим совмещенным горячим брикетированием и горячей экструзией.



Рис.1 - График зависимости вида обработки металла от плотности образца

С изменением режима обработки давлением меняется плотность образцов, а именно происходит ее понижение.

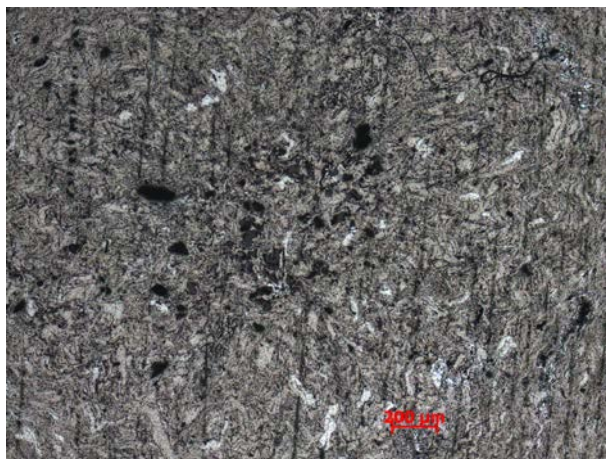


Рис.2 - Структура поперечного сечения образца номера 4

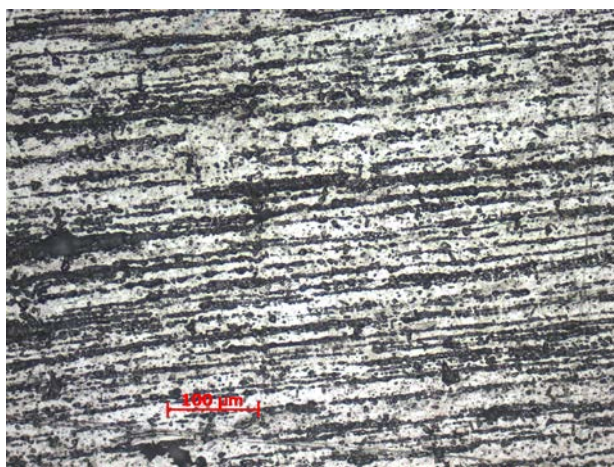


Рис.3 - Структура продольного сечения образца номера 4

В продольных образцах видны текстурированные линии расположения стружки в направлении действия приложенного напряжения, а с торца образцов стружки закрученные без видимой ориентации. При сравнении микроструктур образцов всех видов действия деформации обнаружено, что текстурированные линии расположения стружки отличаются только плотностью и расстоянием между линиями. В поперечном направлении происходит завихрение стружки.

Список литературы

1. Структура гетерогенных стружковых материалов цветных сплавов: монография / Биронт В.С. Загиров Н.Н., Ковалева А.А., Аникина В.И., А.С. Сапарова; ФГАОУ ВПО Сибирский федеральный университет. – Новосибирск: издательство «СИБПРИНТ», 2011. – 130с.

2. Особенности формирования структуры и свойств горячепрессованных прутков, получаемых из сыпучей стружки свинцовой латуни: журнал Вестник магнитогорского государственного технического университета им Г.И. Носова. / Загиров Н.Н., Иванов Е.В., Ковалева А.А., Аникина В.И. – Магнитогорск: издательский центр МГТУ им Г.И. Носова, 2013. – 64-68с.

3. Анализ формирования структурных зон в стружковом материале из сплава АД31, полученного обработкой давлением: журнал СФУ техника и технологи №3 / А.А. Ковалева, В.И. Аникина, Н.Н. Загиров – Красноярск: издательство СФУ, 2014. – 304-308с.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА МИКРОСТРУКТУРЫ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА АК12

Кузьмичева А.Е.¹, Окладникова Н. В.², Орелкина Т. А.¹,
научный руководитель канд. техн. наук Дроздова Т. Н.^{1,2}

¹ Сибирский федеральный университет

В настоящей работе исследования проводились на автомобильных колесах из литейного алюминиевого сплава АК12пч, изготовленных методом литья под низким давлением. Микроструктура модифицированного сплава АК12пч в литом состоянии имеет следующий фазовый состав: α (Al) – твердый раствор; эвтектика (α (Al)+ Si); железистые β (Al₅SiFe) и α (Al₈SiFe₂) фазы.

Количественными параметрами микроструктуры модифицированного сплава АК12пч являются: размер дендритной ячейки α (Al)–твердого раствора (d); объемная доля дендритов α (Al)–твердого раствора; объемная доля эвтектики; размер эвтектических частиц кремния; длина игл железистой β -фазы и микропористость. Размер дендритной ячейки оказывает значительное влияние на механические свойства и характеристики микроструктуры литых алюминиевых сплавов; поэтому необходимо с достаточной точностью проводить количественную оценку этого параметра.

Разработка метода измерения дендритной ячейки алюминиевого твердого раствора α (Al) в отливках из сплава АК12пч проводилась с использованием программы анализа цифровых изображений AxioVision, Carl Zeiss. Цифровые изображения получали на микроскопе AxioObserver, Carl Zeiss при увеличении 200 крат, которое позволяет оценивать большую площадь шлифа при достаточно высокой разрешающей способности структурных составляющих сплава АК12пч. Каждое цифровое изображение микроструктуры масштабировали с учетом увеличения микроскопа и видеокамеры. Калибровку шкалы проводили по объект-микрометру.

Метод случайных секущих заключался в нанесении на изображение секущих заданных размеров в произвольном направлении с помощью инструмента «Length». Далее, этим же инструментом производили измерения сечений ячеек, попавших на произвольные секущие, как показано на рисунок 1, а.

Измерения размера дендритной ячейки с использованием полуавтоматического модуля «Дендритная ячейка» проводилось путем последовательных операций, включающих подготовку и анализ изображения. Разделение дендритов α (Al)-твердого раствора и добавление незалитых ячеек осуществлялось в ручном режиме (рисунок 1б). Измерение размера дендритной ячейки в созданном модуле производили с помощью функции FeretMinimum, которая заключает каждую выделенную ячейку в прямоугольник и определяет размер его минимальной стороны, т.е. замеряет поперечное сечение дендритных ячеек (дпопер).

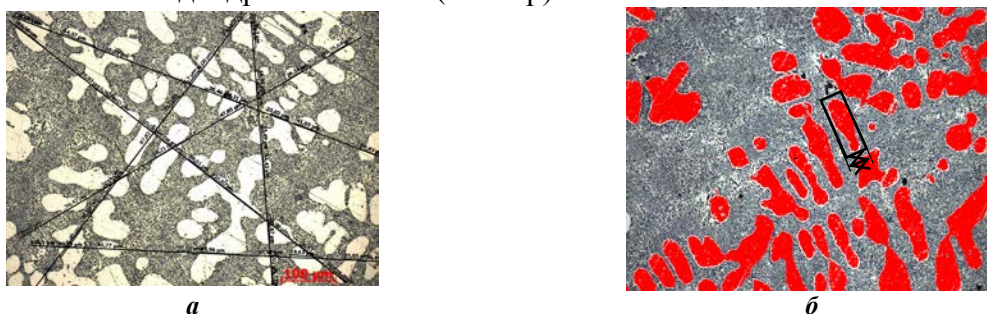


Рис.1 – Методы измерения дендритной ячейки: а) Метод случайных секущих, б) AxioVision, модуль «Дендритная ячейка»

На снимках верхнего ряда приведены микроstructures трех образцов, отобранных в ободке колес (рис. 2). Визуально микроstructures отличаются размером дендритной ячейки. Расчеты в модуле «Дендритная ячейка» это подтверждают, а метод секущих не установил различия. Снимки нижнего ряда получены с одного образца, отобранного в спице колеса, и демонстрируют одинаковый размер дендритной ячейки. Это также зафиксировано при помощи расчетов в программе.


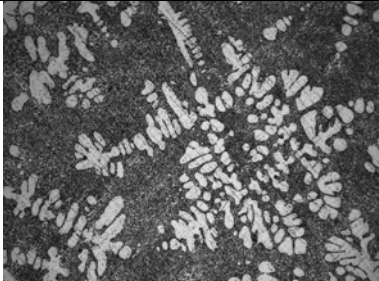
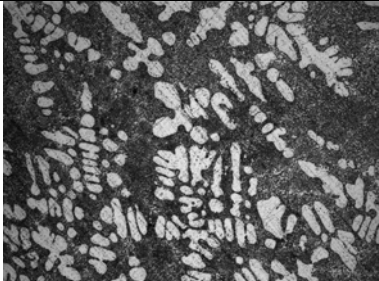

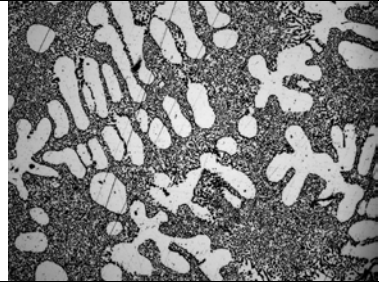

		
1. $d_{сек} = 20,25 (\pm) \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 13,88 \text{ мкм}$	1. $d_{сек} = 20,19 \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 16,76 \text{ мкм}$	1. $d_{сек} = 20,71 \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 18,53 \text{ мкм}$
		
1. $d_{сек} = 42,45 \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 35,12 \text{ мкм}$	1. $d_{сек} = 33,48 \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 34,07 \text{ мкм}$	1. $d_{сек} = 35,84 \text{ мкм}$ 2. $d_{попер} = 34,57 \text{ мкм}$

Рис. 2 – Микроstructures и размер дендритных ячеек, определенный разными методами в программе Axio Vision Rel. 4.6: 1. $d_{сек}$ – размер дендритной ячейки, определенный методом секущих; 2. $d_{попер}$ – размер дендритной ячейки, определенный в поперечном сечении помощью модуля «Дендритная ячейка»

Результаты измерений исследуемых изображений, полученные двумя методами, показаны на графике рисунка 3.



Рис.3 – Результаты измерений сплава АК12пч методом секущих и по модулю «твердый раствор»

Статистический анализ полученных результатов измерений показал значимые отличия разных методов. По методу секущих на одних и тех же изображениях размер дендритной ячейки имеет более высокие значения и больший разброс данных СКО.



ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА 2007

Максимова Д.Л., Проскурин В.Н.

научный руководитель доц., канд.техн.наук Лопатина Е.С

Сибирский федеральный университет

Алюминиевые сплавы занимают важнейшее место среди конструкционных материалов. При этом конструкции, изготовленные из алюминиевых сплавов, в большинстве случаев выходят из строя из-за межкристаллитной коррозии. Межкристаллитная коррозия (МКК) - один из видов местной коррозии металла, который приводит к избирательному разрушению границ зерна, в то время как тело зерен остается не пораженным. Это очень опасный вид разрушения, так как визуально ее не всегда можно определить. При появлении межкристаллитной коррозии металл теряет свою пластичность и прочность.

Задачей настоящей работы являлось: на примере алюминиевого сплава 2007 проанализировать влияние режимов термической обработки на стойкость материала к межкристаллитной коррозии.


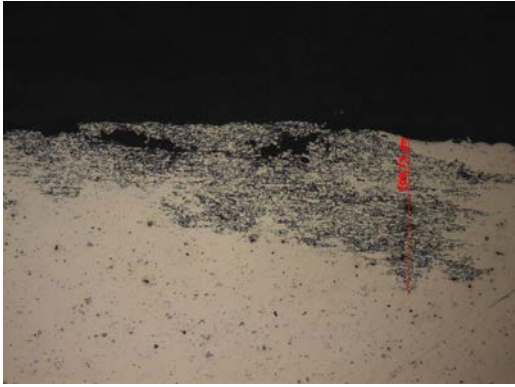
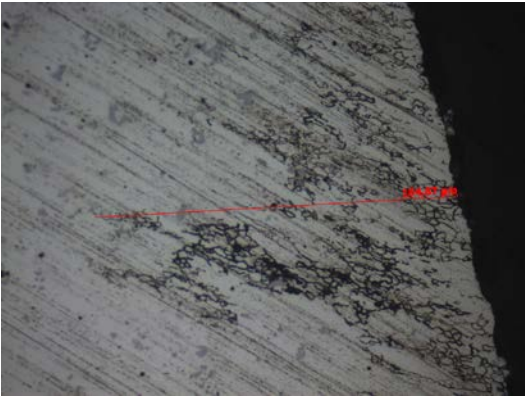
Сплав 2007 относится к системе Al-Cu-Mg. Согласно теоретическим данным, сплавы типа дуралюмина имеют узкий интервал температуры закалки 495-510 °С. При охлаждении полуфабрикатов толщиной более 30 мм, температуру воды при закалке следует поддерживать в интервале 25-40 °С для уменьшения вероятности появления закалочных трещин и коробления. Ограничение верхнего предела температуры воды при закалке (40 °С) требуется для предотвращения снижения коррозионной стойкости.

Проводили испытания на межкристаллитную коррозию по ГОСТ 9.021-74. Для исследования выбрали образцы из прутков диаметром 43 мм после закалки с 495 °С в воде 20, 40 и 80 °С. Испытания на МКК проводили в растворе, содержащем: 3 %-ный раствор хлористого натрия и 1 % соляной кислоты при комнатной температуре в течение 24 ч. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Анализ результатов показал, что в образцах, полученных при закалочном охлаждении в воде 20 °С, межкристаллитная коррозия практически отсутствует. Были обнаружены единичные места с глубиной проникновения до 15 мкм. В образцах, охлажденных при закалке в подогретой до 40 °С воде, наблюдались единичные участки с глубиной проникновения коррозии до 40 мкм и выявлен большой участок межкристаллитной коррозии до 210 мкм. В образцах, охлажденных при закалке в воде 80°С, было выявлено большое количество участков коррозии с глубиной проникновения 30-50 мкм, а так же участки межкристаллитной коррозии 170-185 мкм.

Таблица 1 - Результаты испытаний на межкристаллитную коррозию

Режим закалки	Микроструктура	МКК, мкм
------------------	----------------	-------------

Режим заковки	Микроструктура	МКК, МКМ
$T_{\text{зак}}=495\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде 20°C	 ×500	15
$T_{\text{зак}}=495\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде 40°C	 ×200	До 210
$T_{\text{зак}}=495\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде 80°C	 ×500	До 185

Вывод: увеличение температуры воды при закалке приводит к усилению межкристаллитной коррозии образцов из алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg.

Список литературы

1. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов [Текст] / Л. Ф. Мондольфо. – Пер. с англ. под ред. Ф. И. Квасова, Г.Б. Строганова, И.Н. Фридляндера. – М.: металлургия, 1979. – 640 с.
2. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справ. изд /Арчакова З.Н., Балахонцев Г.А. и др. М.: Металлургия, 1984.
3. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. изд. Пер. с англ. / Под ред. Хэтча Дж. Е. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.

ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ**Смехович А.М.****научный руководитель доц., канд. техн. наук Ковалева А.А,****доц., канд. техн. наук Гильманшина Т.Р.***Сибирский федеральный университет*

Износостойкие покрытия необходимы для обеспечения повышенной работоспособности металлорежущего инструмента, для увеличения его срока службы. Эти характеристики, в свою очередь, влияют на увеличение производительности труда, а также снижение затрат на техническое оснащение, поскольку металлорежущий инструмент не повреждается и не выходит из строя в течение длительного периода времени.

Нанесение износостойких покрытий защищает металлорежущий инструмент от износа следующих типов: абразивного, коррозионно-окислительного, адгезионного и некоторых других.

Помимо защиты от механических повреждений, износостойкие покрытия повышают устойчивость металлорежущего инструмента к высоким температурам. Покрытия классифицируют:

По классу материала покрытия:

Таблица 1

Класс износостойкого материала покрытия	Свойства износостойкого покрытия
Кабриды	<ul style="list-style-type: none"> - высокая твердость - теплостойкость - хрупкость
Нитриды	<ul style="list-style-type: none"> - высокая коррозионная стойкость - термодинамическая устойчивость ниже, чем у кабридов - низкая сопротивляемость к высокотемпературному окислению и коррозии - высокая пластичность - низкая хрупкость
Оксиды	<ul style="list-style-type: none"> - твердость, как у нитридов - высокая сопротивляемость коррозии и высокотемпературному окислению - низкая хрупкость

2. По количеству слоев нанесения: однослойные и многослойные

Кроме того покрытия, используемые для защиты от коррозии бывают



Рис.1 - Классификация покрытий

Защитные покрытия подразделяют на металлические и неметаллические.

Металлические покрытия.

На защищаемый от коррозии металл наносят тонкий слой другого металла, обладающего большей антикоррозионной стойкостью.

Нанесение металлических покрытий производится следующими способами: горячим, гальваническим, металлизацией (распылением) и др.

Неметаллические покрытия.

Для защиты от коррозии изделия покрывают лаками, красками, эмалями и смазкой. Назначение этих покрытий — изоляция металла от воздействия внешней среды.

Лакокрасочные покрытия составляют около 65—70% от всех антикоррозионных покрытий. Недостаток этих покрытий — их малая механическая прочность и обгорание при высоких температурах.

Химические покрытия на поверхности изделий образуют защитные неметаллические пленки, чаще всего оксидные. Такие покрытия образуются в результате обработки паром и др.

Список литературы

1. Прогрессивные технологии нанесения покрытий [электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.valve-industry.ru/pdf_site/73/73-Topolansky.pdf
2. Основные виды износостойких покрытий [электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.nanoindustry.su/journal/article/2729>
3. МИОН торговый дом покрытий [электронный ресурс]. Режим доступа: http://tdmion.ru/iznosostoykie_pokrytiya.html

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ **Тарасова Е.В.****научный руководитель канд. хим. наук Бабицкий Н.А.***Сибирский федеральный университет*

В настоящее время системы на основе оксида висмута привлекают внимание исследователей в связи с образованием в их соединений представляющих интерес в различных областях техники и технологии. В системе $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ существует соединение BiFeO_3 , представляющее интерес в катализе и как материал спинтроники [1]. Бораты висмута активно исследуются в связи с высокими значениями коэффициента преломления, двойным лучепреломлением в некоторых кристаллических боратах, высокой оптической прочностью стекол [2]. тройная система $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ исследована мало. Известно, что в ней могут быть получены стекла, обладающие спиновым упорядочением. Кроме того, материалы могут применяться в качестве рН-сенсоров [3].

В настоящей работе были проведены первые известные нам систематические исследования фазовых равновесий. Образцы, принадлежащие тройной системе синтезировали несколькими методами. Стехиометрическую навеску чистых компонентов сплавляли при температуре 1000 – 1100 °С, расплав закачивали между массивными медными пластинами. Часть образцов отжигалась при температуре выше температуры кристаллизации стекол, определенной методом ДСК. Также использовался классический метод твердофазного синтеза. В связи с высокой гигроскопичностью оксида бора для твердофазного синтеза применяли образцы боратов висмута предварительно синтезированных сплавлением чистых компонентов. Образцы были исследованы методами ДСК (Netzsch STA 449) и РФА (Shimadzu XRD-7000).

По результатам фазового анализа (таблица 1) была построена триангуляция системы $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (рис 1). В системе установлено существование тройного соединения со структурой силенита, имеющего состав $\text{Bi}_{24}(\text{BFe})\text{O}_{39}$.

Таблица 1- Результаты фазового анализа

Состав			Фазовый состав	Метод получения
Bi_2O_3	B_2O_3	Fe_2O_3		
0,5	0,25	0,25	FeBO_3 ; BiFeO_3 ; $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_3$; $\text{Bi}_4\text{B}_2\text{O}_9$	T=1150 °C закалка м/у пластинами, отжиг при T=500 °C
0,5	0,25	0,25	BiFeO_3 ; ε	T=1150 °C закалка м/у пластинами, отжиг при T=500 °C, повторный отжиг при T=560 °C
0,5	0,25	0,25	$\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$; $\text{Bi}_6\text{B}_{10}\text{O}_{24}$; BiFeO_3 ; ε	Отжиг τ=2 ч при T=560 °C
0,5	0,25	0,25	$\text{Bi}(\text{FeO}_3)$; $(\text{Bi}_2\text{O}_3)_3(\text{B}_2\text{O}_3)_5$;	Отжиг τ=10 ч при

			$\text{Bi}_4\text{B}_2\text{O}_9$; ϵ	$T=560^\circ\text{C}$
0,5	0,4	0,1	BiBO_3 ; $\text{Bi}(\text{FeO}_3)$; $\text{Bi}_4\text{B}_2\text{O}_9$	отжиг $T=560^\circ\text{C}$ $\tau=6$ ч
0,9231	0,0385	0,0385	$\text{Bi}_{24}\text{B}_2\text{O}_{39}$; Bi_2O_3 ; BiFeO_3	Отжиг $T=600^\circ\text{C}$ τ =сутки, промежуточное растирание . Повторный отжиг
0,428571	0,285714	0,285714	$(\text{Bi}_2\text{O}_3)_3(\text{B}_2\text{O}_3)_5$; $\text{Bi}_4\text{B}_2\text{O}_9$; Fe_2O_3 .	$T=1120^\circ\text{C}$ $\tau=2$ ч закалка м/у пластинами , отжиг $T=600^\circ\text{C}$ τ =сутки
0,5	0,17	0,33	BiFeO_3 ; $\text{Bi}_4\text{B}_2\text{O}_9$; $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$; Fe_2O_3	Отжиг $T=600^\circ\text{C}$ τ =сутки, промежуточное растирание. Повторный отжиг
0,1	0,45	0,45	$(\text{Bi}_2\text{O}_3)_3(\text{B}_2\text{O}_3)_5$; Fe_2O_3 ; Fe_3BO_6	Отжиг $T=600^\circ\text{C}$ τ =сутки, повторный отжиг $T=560^\circ\text{C}$

В состоянии метастабильного равновесия нами обнаружена новая тройная фаза, в таблице 1 она обозначена ϵ . Дифрактограмма этой фазы приведена на рис. 2.

Исследования этой системы и обнаруженных соединений будут продолжены.

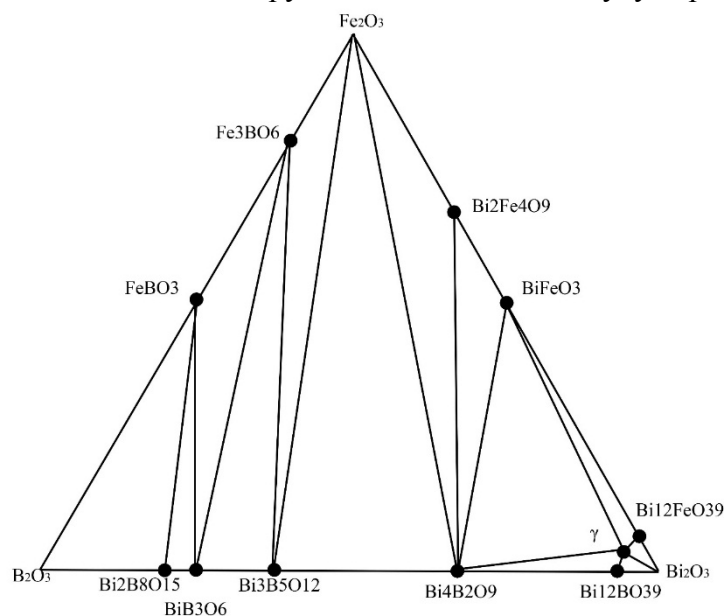


Рис.1- Триангуляция системы $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3$

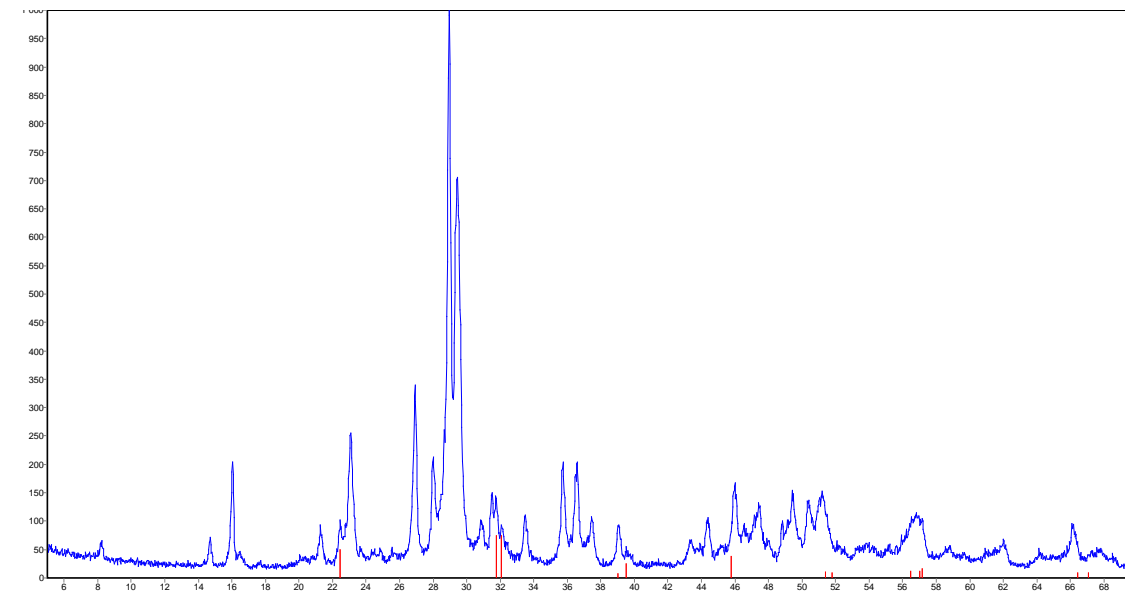


Рис.2- Дифрактограмма образца состава $2\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-1B}_2\text{O}_3\text{-1Fe}_2\text{O}_3$, полученного отжигом при $560\text{ }^\circ\text{C}$ закаленного из расплава материала. (красными штрихами отмечены рефлексы, принадлежащие BiFeO_3 [PDF 74-2493])

Список литературы

1. Картавецва М.С. Синтез и свойства тонких эпитаксиальных пленок BiFeO_3 и твердых растворов на его основе. канд. хим. Наук. Москва. 2008г
2. Бабицкий Н.А. Синтез и исследование свойств боратов, фосфатов и борофосфатов висмута (III). Автореф. ... канд. хим. наук. Красноярск. СибГТУ. 2014. 19с
3. Tadanori Hashimoto a, *, Mitsuaki Hamajima a , Honami Ohta a , Hiroyuki Nasu a , Atsushi Ishihara a , Yuji Nishio. $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-Bi}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$ glasses as lithium-free nonsilicate pH responsive glasses – Compatibility between pH responsivity and hydrophobicity// Department of Chemistry for Materials, Graduate School of Engineering, Mie University, 1577 Kurimamachiya-Cho, Tsu, Mie, 514-8507, Japan. 2013

ПОВЫШЕНИЕ ДОСТОВЕРНОСТИ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НЕРАЗРУШАЮЩИМ МЕТОДОМ ВДАВЛИВАНИЯ ШАРОВОГО ИНДЕНТОРА

Тололо А.В.

научный руководитель канд. техн. наук Автономов Н.Н.

Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф. Решетнева

Безобразцовый способ определения механических свойств материалов: предел текучести, модуль упрочнения и т.д. актуален для технологических процессов по изготовлению цилиндрических оболочек методом гибки с последующей сваркой. Этот метод позволяет без разрезки оболочек на образцы проанализировать реальные свойства оболочек в зонах пластической деформации, а также в зоне сварки и прилегающих областях.

Метод основан на вдавливании шарового индентора в испытываемую поверхность с непрерывной записью диаграммы «сила – глубина вдавливания» [1]. Метод обладает повышенной точностью и чувствительностью.

Ранее были исследованы параметры упругопластического вдавливания численным МКЭ [2]. Это позволило ввести поправку на деформацию шара.

В данном докладе представлены результаты натурных испытаний на образцах в сравнении с результатами полученными МКЭ с поправкой на деформацию шара.

В ходе проведения эксперимента – испытания образцов вдавливанием шарового индентора с использованием предлагаемого устройства [1] были получены графики в координатах «Сила – глубина вдавливания» для алюминиевого сплава АМГ-61 и стали 12ГС (рис. 1 и 2).

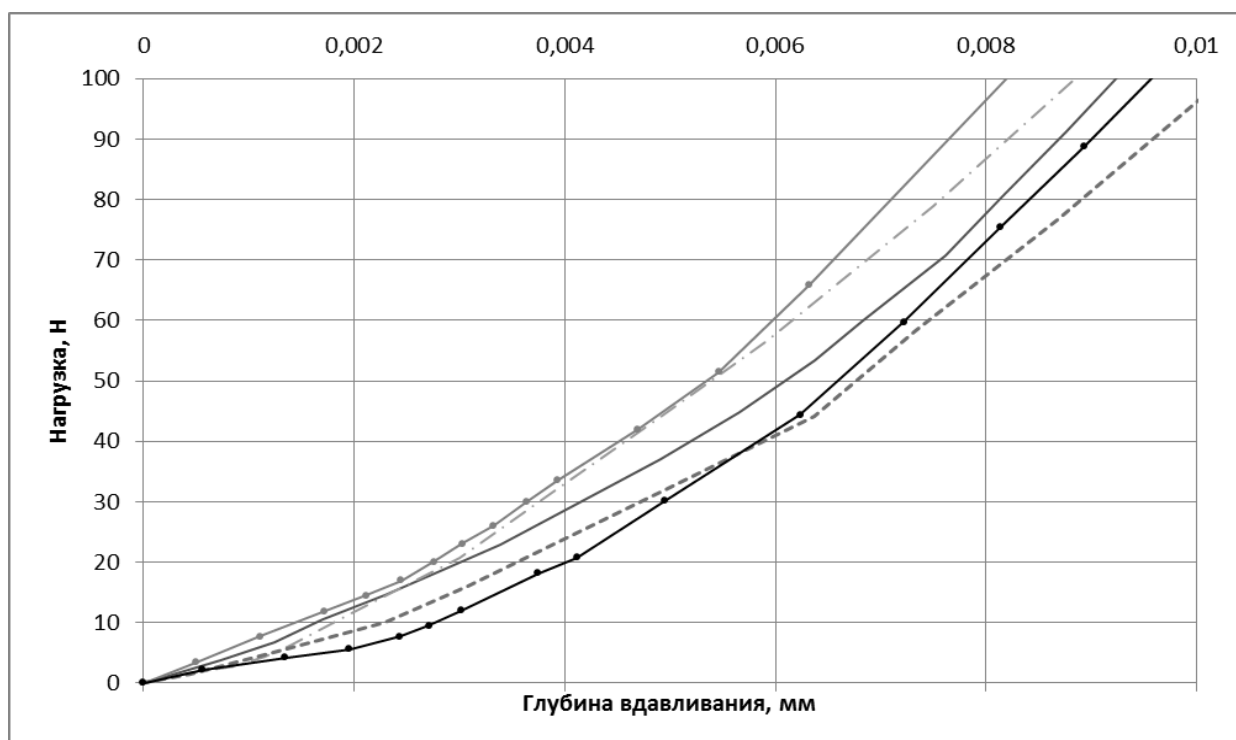


Рис.1 - Диаграмма «Сила-глубина вдавливания» для алюминиевого сплава АМГ-61 полученные методом вдавливания шарового индентора для пяти испытаний

Полученные результаты позволяют говорить об удачности эксперимента. Большинство проблем мешавших проведению эксперимента были устранены. Полученные графики хорошо согласуются с графиками, полученными аналогичными приборами. Предложенная схема измерения глубины вдавливания и нагрузки зарекомендовала себя как надежная и неприхотливая в использовании.

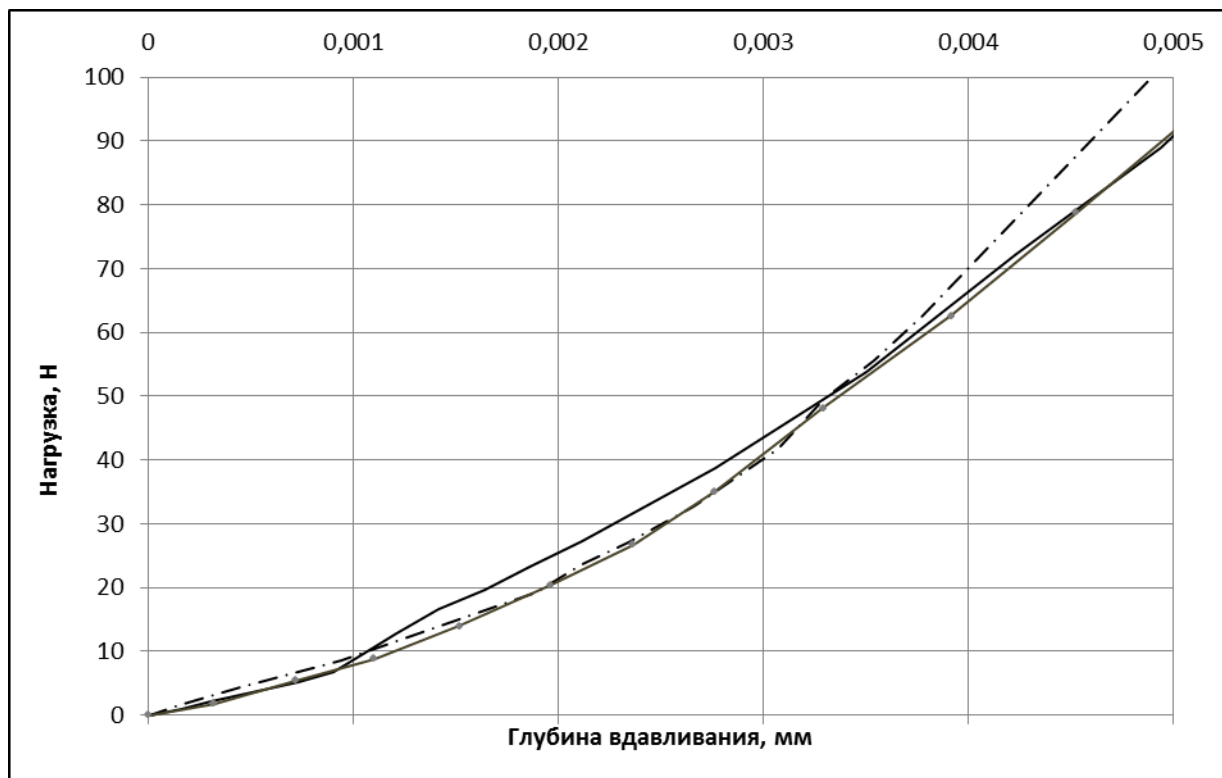


Рис.2 - Диаграмма «Сила-глубина вдавливания» для стали 12ГС полученные методом вдавливания шарового индентора

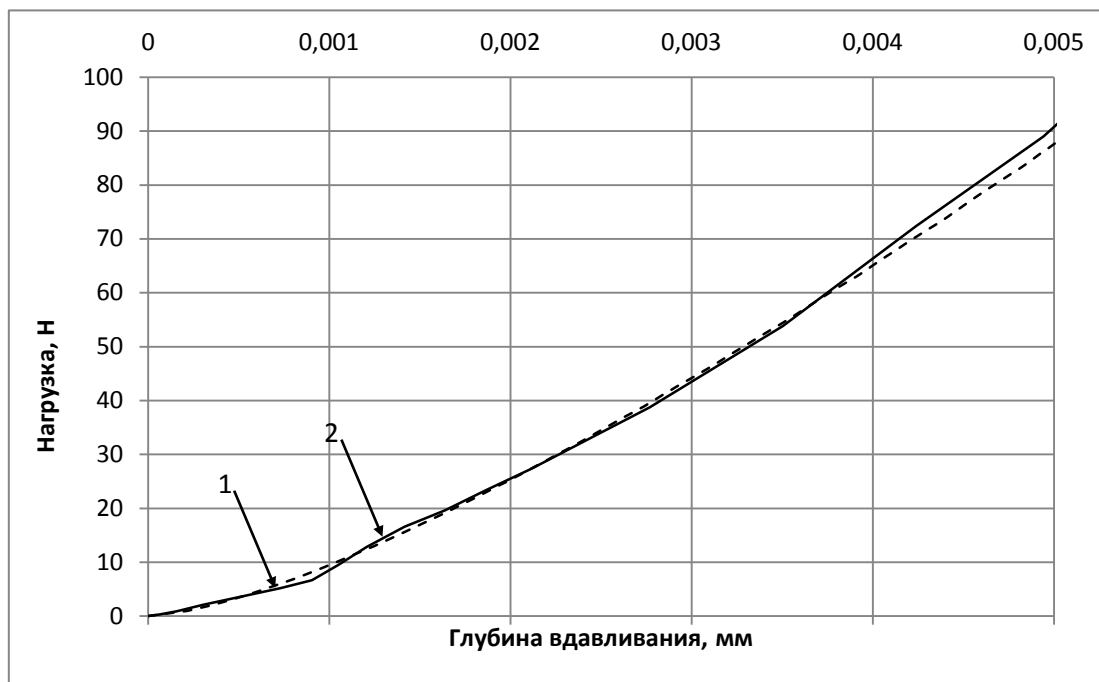


Рис.3 - Диаграмма для АМГ-61 в координатах «сила – глубина вдавливания» полученные из эксперимента (1) и численного решения (2)

Было проведено исследование результатов проведения эксперимента на вдавливание и численного решения контактной задачи вдавливания шара в упругопластическое полупространство. Анализ графиков для алюминиевого сплава АМГ-61 (рис. 3) и стали 12ГС (рис. 4) в координатах «сила – глубина вдавливания» верхней точки шара для численного решения с поправкой на деформацию шара и эксперимента на вдавливание при сопоставимых нагрузках показывает, что полученные

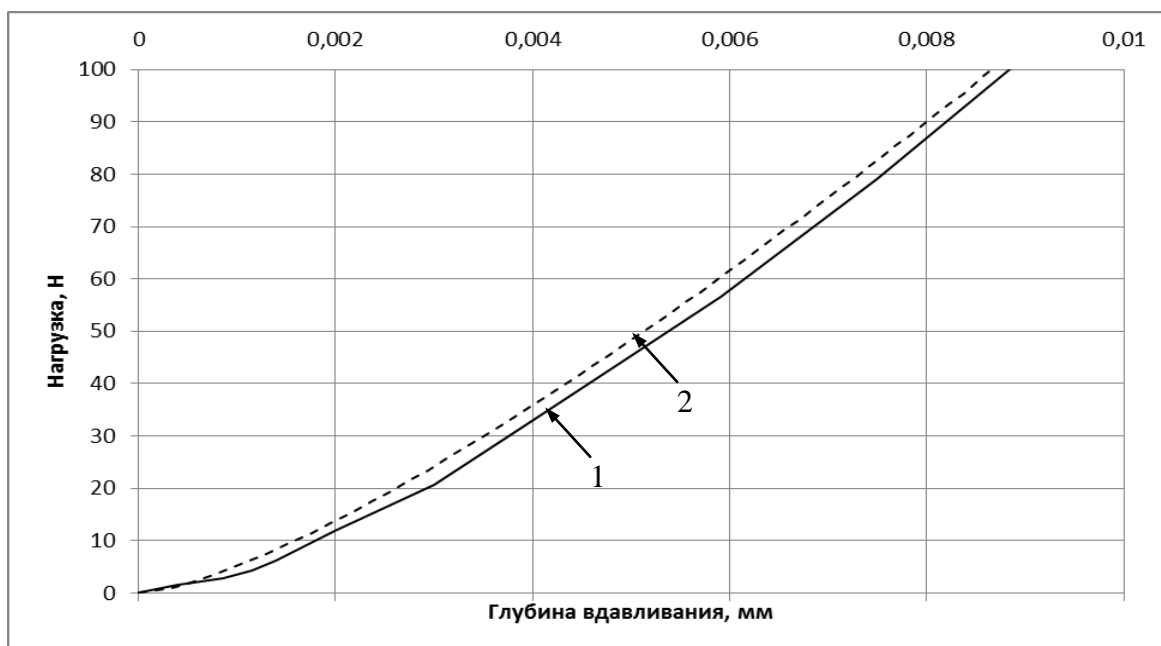


Рис.4 - Диаграмма для АМГ-61 в координатах «сила – глубина вдавливания» полученные из эксперимента (1) и численного решения (2)

графики близки по значениям, т.о. численное решение очень хорошо соответствует проведенному эксперименту. Это позволяет использовать результаты численного решения для анализа контакта шара и образца.

Список литературы

1. Пат. 2320974 Российская Федерация, МПК G 01N 3/42, Измерительная головка к твердомеру Бринелля / Автономов Н.Н., Тололо А.В.; заявл. 05.01.2001; опубл. 27.03.2008.
2. Автономов Н.Н., Тололо А.В., Влияние осевой деформации шара на величину измеряемой глубины вдавливания шара по перемещению верхней точки, Вестник СибГАУ. 2015. №2. с. 73-76.
3. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность /Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.// М.: Машиностроение, 1985. 223 с.
4. Басов К. А. ANSYS в руках инженера. М. : КомпьютерПресс, 2002. 224 с.
5. ANSYS для инженеров : справ. Пособие / Чигарев А. В., Кравчук А. С., Смалюк А. Ф.// М. : Машиностроение-1, 2004. 512 с.
6. ANSYS в руках инженера. Практическое руководство. /Каплун А. Б., Морозов Е. М., Олферьева М. А. // М. : Едиториал УРСС, 2003. 272 с.
7. Шабанов, В.М., Деформирование металлов при непрерывном вдавливании сферического индентора. Завод. лаб. 1993. №12, с. 36-39.



ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АВТОМОБИЛЬНЫХ КОЛЕС ИЗ НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Mg

Удод П.А., Абалымов В.Р.

научный руководитель канд. техн. наук Дроздова Т.Н.

Сибирский федеральный университет

В настоящей работе изучены эксплуатационные характеристики дисковых термически обработанных автомобильных колес из новых сплавов системы Al-Si-Mg с различным содержанием магния. Для проведения исследования изготовлены опытные партии отливок (1-4) с содержанием кремния на верхнем пределе и различным содержанием магния. С увеличением порядкового номера колеса увеличивается концентрация магния в сплаве.

Диски колес из алюминиевых сплавов в основном изготавливаются литьем под низким давлением. Колесо является конструктивно важной частью автомобиля, которое влияет на безопасность его управления. В отливках при достаточно сложном методе литья под низким давлением могут возникать различные внутренние и внешние литейные дефекты, ухудшающие эксплуатационные свойства колес.

В соответствии с Правилами ЕЭК ООН № 124, ГОСТ Р 50511-93 и ГОСТ Р 52390-2005 эксплуатационные свойства контролируют различными видами стендовых испытаний, которые имитируют жесточенные условия их эксплуатации [1-3]. Длительную прочность колес оценивают стендовыми испытаниями на изгиб с вращением, которые моделируют боковые силы, воздействующие на колесо при движении автомобиля в повороте. Соппротивление колеса удару определяют под углом 13° , данное стендовое испытание имитирует столкновение колеса с бордюром или дорожным препятствием.

Исследование эксплуатационных характеристик проводилось на установках: Leonardo Bending Machine 10 KNm FR12 и Borli MK 818 (испытания колес на изгиб при вращении по 200000 циклов с нагрузкой 3691 Nm); Borli MK 715 (испытания на удар под углом 13° со стандартной нагрузкой 750 кг и дополнительно с повышенной нагрузкой до 950 кг). Удар производился на бортовую закраину обода колеса в сборе с шиной. Все испытания проводились по ГОСТ Р 52390-2005 [3].

Стендовые испытания проводили на колесах от каждой партии: удар под углом 13° производили в спицу и обод по очереди; при испытании на изгиб с вращением изгибающий момент прилагался к ступице. Результаты эксплуатационных характеристик представлены в таблице 1.

Критерии качества результатов стендовых испытаний в соответствии с ГОСТ Р 52390-2005 для исследуемой модели колеса должны удовлетворять следующим требованиям.

1. Испытание на изгиб с вращением. Колесо должно выдержать не менее 200000 циклов с нагрузкой 3691 Nm;

2. Испытание на удар под углом 13° . Колесо должно выдержать стандартную нагрузку не менее 750 кг при максимально 4 ударах или до появления трещины.

Если колесо выдержало стандартные требования испытания на изгиб с вращением, то его продолжали до появления дефекта в колесе в виде трещины. В случае, если колеса показывали положительный результат при ударе под углом 13° , то испытание продолжалось с увеличением нагрузки до 950 кг при максимально 4 ударах или до появления трещины.

Таблица 1 – Результаты испытаний эксплуатационных характеристик автомобильных колес

№ колеса	Испытания на удар под углом 13°		Испытания на изгиб	
	Результаты испытаний на удар под углом 13° при стандартной нагрузке 750 кг	Результаты испытаний на удар под углом 13° при нагрузке 950 кг	Кол-во циклов при нагрузке 3691 Nm	Результаты испытаний на изгиб
1	после четырех ударов трещин не обнаружено	после третьего удара трещина внутри спицы	1 141 000	трещина на внутренней стороне спиц (5 спиц)
2		после четырех ударов трещин не обнаружено	1 391 910	трещина на внутренней стороне спиц (5 спиц)
3		после первого удара трещина в спице	730 000	трещина на внутренней стороне спиц (3 спицы)
4		после первого удара отделение части внешней закраины	1 653 005	трещина на внутренней стороне спицы (1 спица)

На рисунке 1 и 2 представлены виды изломов после испытаний на изгиб с вращением и испытаний на удар под углом 13° соответственно.

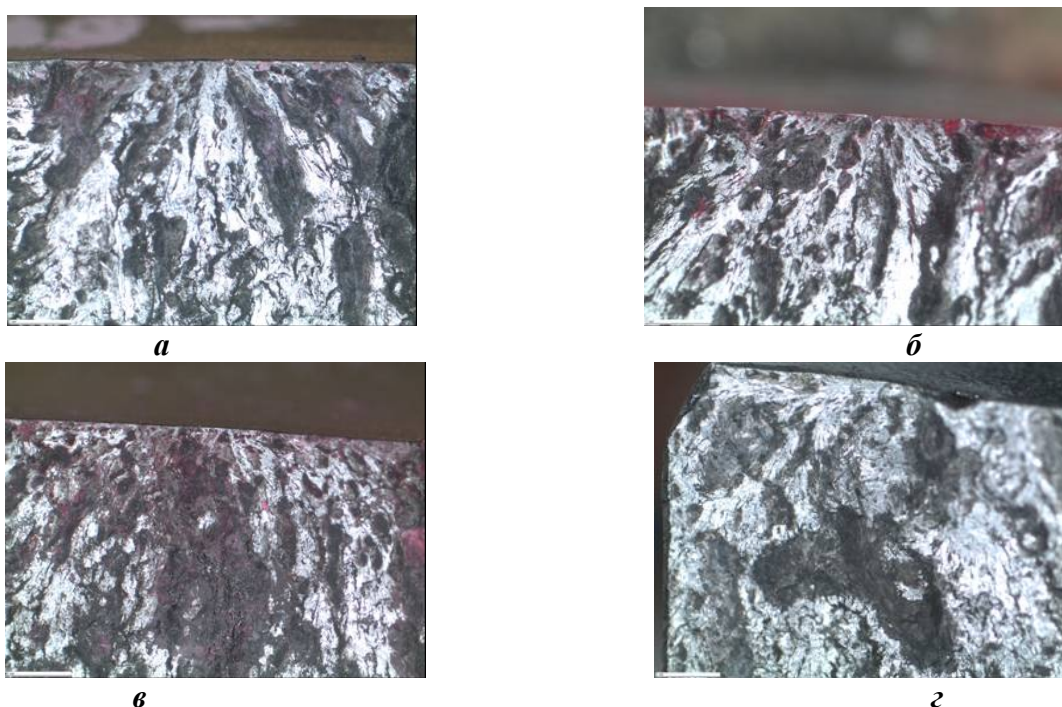
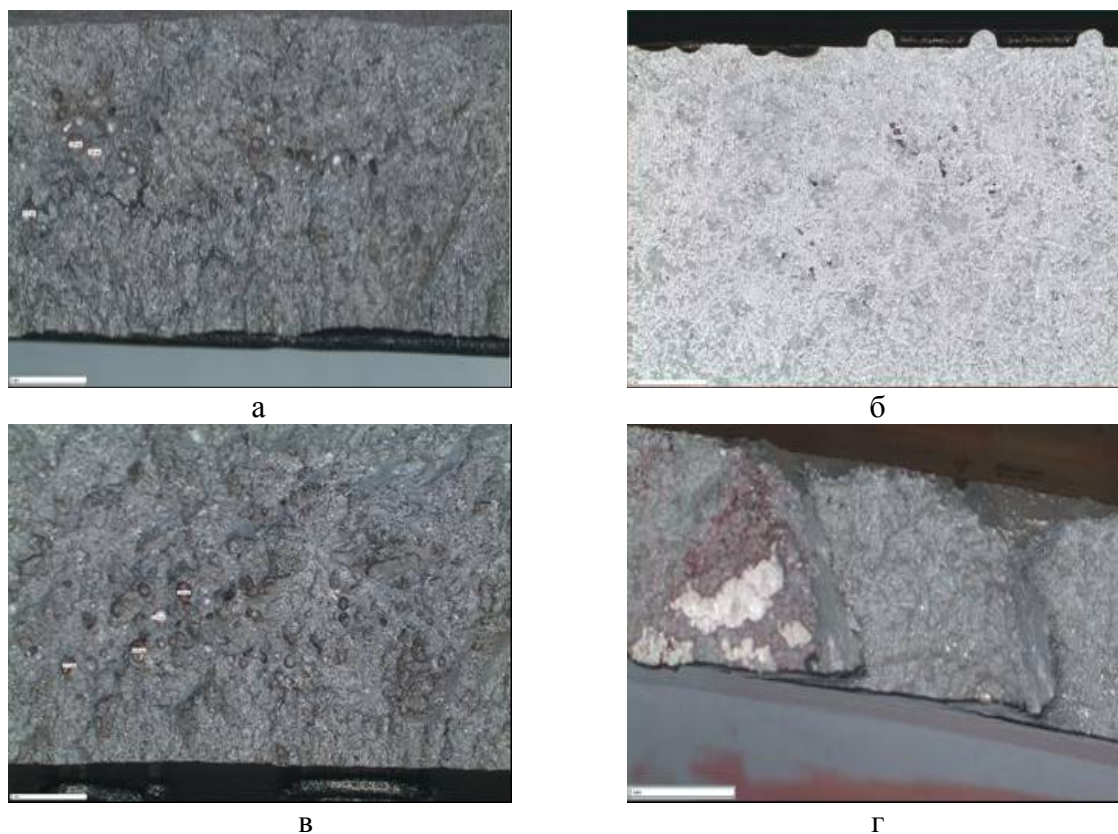


Рис.1 – Виды изломов после испытаний на изгиб с вращением: а – 1; б – 2; в – 3; г – 4

Анализ исследуемых партий колес позволил установить, что все колеса выдержали стандартные испытания на изгиб с вращением при нагрузке 3691 Nm с количеством циклом не менее 200000. Колесо №1 после испытаний на изгиб с вращением выдержало 1 141 000 циклов. После чего в пяти спицах колеса образовался дефект в виде трещины. Исследование излома показало, что в спицах присутствует высокая пористость и трещины зарождались по крупным порам (рис. 1а). Колесо №2 выдержало 1 391 910 циклов, после чего в пяти спицах колеса образовалась трещина, причиной которой являлась высокая пористость (рис. 1б). Наименее устойчивое колесо к испытанию на изгиб с вращением оказалось №3, оно выдержало 730 000 циклов, в трех спицах колеса обнаружен дефект в виде трещины, которые образовались из-за пораженности спиц грубой пористостью (рис. 1в). Колесо №4 с наиболее высокой концентрацией магия обладает максимальной длительной прочностью, потому что оно выдержало 1 653 005 циклов, при этом трещина образовалась только в одной спице. Исследование излома спицы позволило выявить минимальное количество пор в колесе №4 (рис. 1г).



**Рис.2 – Виды изломов колес после испытаний на удар под углом 13° с повышенной нагрузкой:
а – 1; б – 2; в – 3; г – 4**

Анализируемые партии колес с различным содержанием магния прошли стандартные испытания на удар под углом 13° с нагрузкой 750 кг. С повышением нагрузки до 950 кг в колесах №1 (рис. 2а) и №3 (рис. 2в) появился дефект в спице после третьего удара в виде трещины, это связано с большим количеством крупных пор размером до 0,8 мм в изломе колес. В колесе №4 произошло отделение части внешней закраины, что может быть связано с максимальной концентрацией магния в сплаве. При термической обработке колесо №4 сильно упрочнилось с резким снижением пластичности, что могло привести к хрупкому разрушению внешней закраины при

приложенной нагрузке 950 кг (рис. 2г). Колесо №2 имеет максимальное сопротивление удару при повышенной нагрузке 950 кг, так как после четырех ударов трещин не обнаружено (рис. 2б).

Выводы:

1. Полученные результаты свидетельствуют о том, что все колеса имеют достаточно большой запас длительной прочности и сопротивлению удару при стандартных нагрузках.

2. При повышенных нагрузках наиболее высокое сопротивление удару показало колесо №2 со средним содержанием магния и минимальной пористости. При стендовом испытании на удар под углом 13° основной причиной возникновения трещин являлось наличие скоплений крупных газовых пор.

3. Максимальное количество циклов при изгибе с вращением выявлено в колесе №4. Увеличение концентрации магния в сплаве приводит к повышению длительной прочности.

Список литературы

1. Правила ЕЭК ООН №124 «Единообразные предписания, касающиеся официального утверждения колес для легковых автомобилей и их прицепов»
2. ГОСТ Р 50511-93 «Колеса из легких сплавов для пневматических шин»
3. ГОСТ Р 52390-2005 «Транспортные средства. Колеса дисковые. Технические требования и методы испытаний»



ИЗНОСОСТОЙКАЯ СТАЛЬ, СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА (110Г13Л)

Федякина И.К.

научный руководитель Надолько А.С.

Сибирский федеральный университет

110Г13Л сталь для отливок легированная с особыми свойствами. Сталь аустенитного класса.

Р.А. Гадфильд (1858 - 1940) - металлург из Англии, почетный иностранный член АН СССР с 1933г. Научные труды и работы в основном посвящены производству, а также термической обработке и уникальным свойствам износостойкой марганцевой стали 110Г13Л.

Химический состав стали 110Г13Л (ГОСТ 2176-77):

Mn 11,5 - 15%; Cu до 0,3%; Si 0,8 - 1,00%; Cr до 1%; C 0,9 - 1,4%; Ni до 1%; S до 0,05%; P до 0,12%;

Сочетание высокой вязкости и прочности делает сталь Гадфильда незаменимой для деталей, работающих на износ и удар одновременно.

Высокие свойства данной стали в условиях ударных механических нагрузок вызваны её свойством упрочняться при холодной пластической деформации.

Из стали 110Г13Л изготавливают зубья и передние стенки ковшей экскаваторов, траки гусеничных машин, крестовины и стрелки железнодорожных путей, щеки камнедробилок, камнепрессовочные устройства и другие тяжелонагруженные детали, работающие под действием статических и высоких динамических нагрузок и от которых требуется высокая износостойкость, а также из данной стали делают проволоку для сит просеивания алмазного порошка, двери сейфов.

Структура стали 110Г13Л после литья представляет собой аустенит и избыточные карбиды $(Mn, Fe)_3C$ (рисунок 1), снижающие прочность и вязкость стали. Поэтому литые изделия закаливаются в воде при температуре 1070 - 1100 °С (рисунок 2).

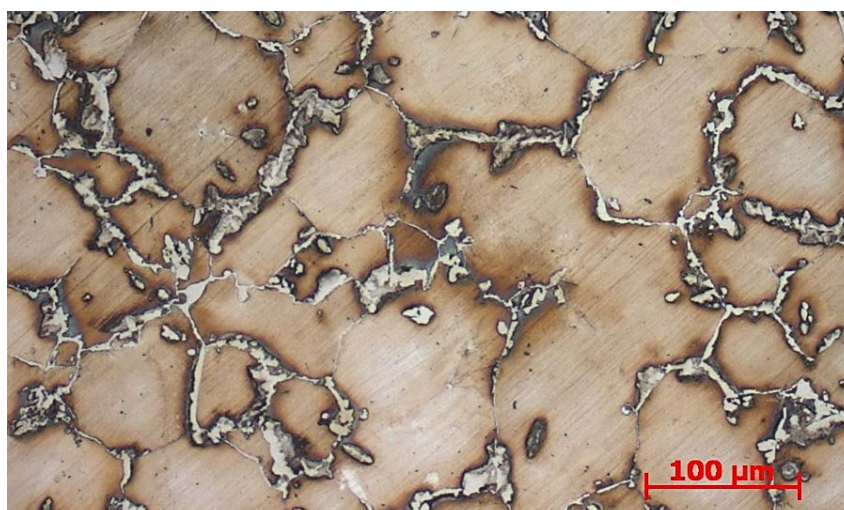


Рис.1 – Микроструктура стали 110Г13Л в литом состоянии



Рис.2 – Микроструктура стали 110Г13Л после закалки

Несмотря на низкую исходную твёрдость аустенита после закалки (180...220 НВ), сталь 110Г13Л обладает высокой способностью к деформационному упрочнению вследствие низкой энергии дефектов упаковки (ЭДУ) аустенита, образования в процессе деформации повышенной плотности деформационных двойников и плоских дефектов упаковки, закреплённых атомами углерода, и в процессе эксплуатации (рисунок 3) приобретает твёрдость до 52÷55 HRC. Это определяет хорошую износостойкость стали в условиях абразивного и особенно ударно-абразивного изнашивания.

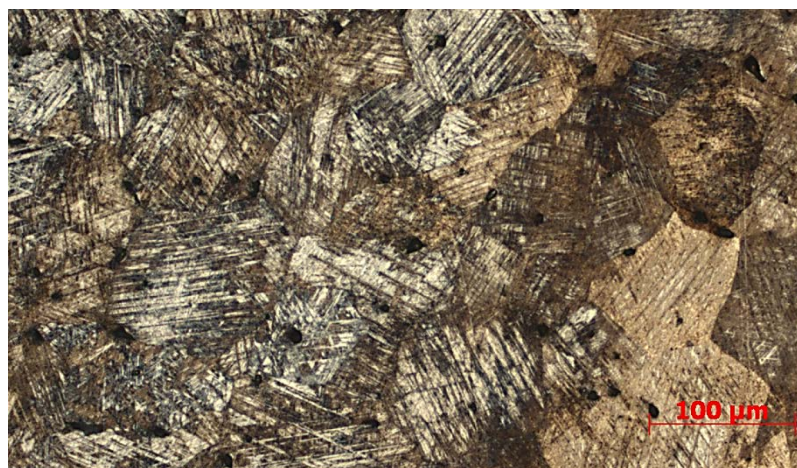


Рис.3 – Микроструктура стали 110Г13Л после деформации

При механическом воздействии на деталь, несколько превышающем предел текучести, она начинает деформироваться. Пластическая деформация в марганцевой аустенитной стали осуществляется путём скольжения по плоскостям {111}, а также посредством двойникования. Деформационное упрочнение, можно разделить на несколько стадий. На первой стадии возникают длинные тонкие линии скольжения, которые не всегда полностью пересекают зерно целиком. На второй стадии количество линий скольжения увеличивается, они становятся более четкими, за счет слияния линий характерных для первой стадии. С началом третьей стадии картина линий

скольжения претерпевает заметное изменение, и тонкие линии замещаются четко выраженными грубыми полосами скольжения. Происходит упрочнение этой плоскости, предел текучести стали повышается. Приложенная энергия расходуется на указанную деформацию, и дальнейшее течение металла по данной плоскости прекращается. С увеличением усилия, действующего на деталь, снова происходит пластическая деформация металла, но уже по другой еще не упрочненной до этого плоскости скольжения. При этом возникают структурные напряжения, происходит упрочнение металла в данной плоскости и деформация прекращается. По мере дальнейшего увеличения наклепывающего усилия в зернах стали, расположенных на поверхности детали, подвергающейся непосредственному механическому воздействию, возникает все большее количество линий скольжения и соответственно увеличивается глубина наклепанного слоя.

Список литературы

1. Марганцовистое литье [электронный ресурс]. Режим доступа: http://pervolit.ru/margantsovistoe_lite
2. Получение отливок [электронный ресурс]. Режим доступа: <http://hssco.ru/poluchenie-otlivok/>
3. М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев, М. М. Розенбаум Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. Т. I. Стали и чугуны/М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев, М. М. Розенбаум. –2-е изд., испр. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. – 232 с.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – Москва: изд-во «Мир», 1972.



ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ 110Г13Л

Фомин П.А.

научные руководители канд. тех. наук, доц. Гильманшина Т.Р.,

канд. тех. наук, доц. Ковалева А.А.

Сибирский федеральный университет

Цель. Убедиться в том, что после термообработки(закалки) стали 110Г13Л ее структура измениться.

Сталь 110Г13Л высокомарганцовистая износостойкая сталь аустенитного класса. Отливки из стали 110Г13Л (сталь Гадфильда Р.А.) изготавливают для деталей, работающих на износ в условиях трения, скольжения и высоких давлений и ударов: траки гусеничных машин, щеки дробилок, крестовины железнодорожных и трамвайных путей.

Среди износостойких аустенитных сталей особое место занимает сталь 110Г13Л. Высокие свойства данной стали в условиях ударных механических нагрузок вызваны её свойством упрочняться при холодной пластической деформации. Это свойство обусловило применение стали 110Г13Л в деталях машин и оборудовании, работающих в условиях ударных механических нагрузок.

Если детали работают в условиях значительных давлений и ударных нагрузок, вызывающих наклеп, то твердость и износостойкость значительно возрастают.

Микроструктура стали 110Г13Л должна быть полностью аустенитная. Зерна аустенита должны быть мелкими, а границы зерен максимально тонкими. Карбиды в стали не допускаются.

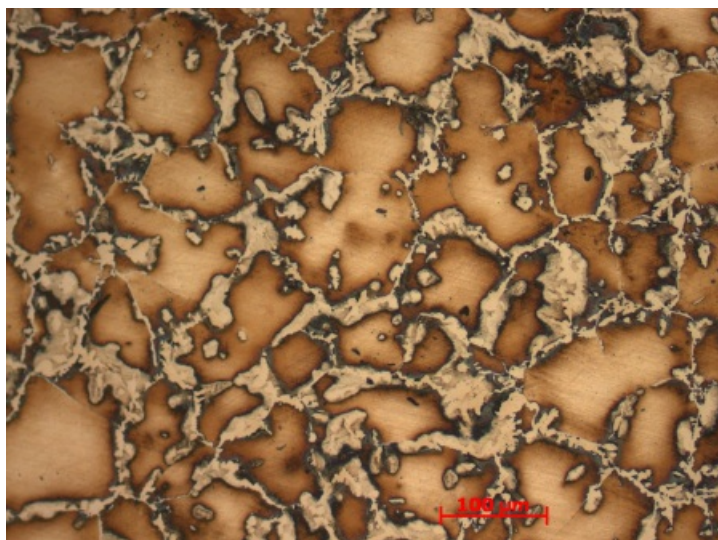
Аустенит - твердый раствор углерода в γ -железе стали 110Г13л при температуре 910 - 1392 °С.

Литая структура стали 110Г13Л представляет собой дендритное строение зерен аустенита, по границам которых расположены избыточные карбиды $(Mn,Fe)_3C$ (рисунок 1а).

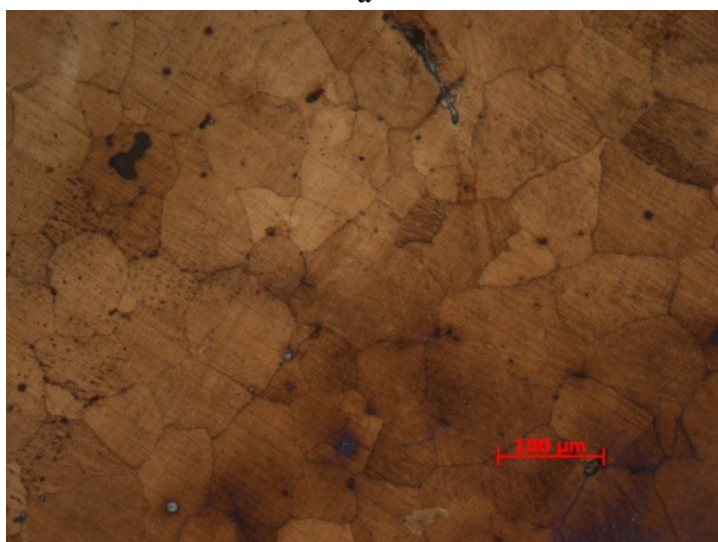
К повышению исходной твердости стали приводит не только наличие в структуре значительного количества мелких или крупных карбидов, а также и утолщенные границы зерен. В результате недостаточной скорости охлаждения стали при закалке углерод диффундирует из пересыщенного раствора аустенита на границы зерен и выделяется в виде элементарно малых карбидов. С замедлением скорости охлаждения количество таких выделений увеличивается, и они становятся заметными под микроскопом в виде утолщенных границ, которые несколько повышают исходную твердость стали, резко снижают ее пластические свойства, ударную вязкость и делают сталь непригодной для работы в условиях больших удельных давлений и ударных нагрузок. Таким образом, максимальные значения вязкости и наклепа стали обеспечиваются одними и теми же условиями — аустенитной структурой, полным отсутствием карбидов и тонкими границами зерен.

При нагреве изделий до $T = 1070 - 1100$ °С избыточные карбиды $(Mn,Fe)_3C$ растворяются в железе.

Литые отливки из стали 110Г13Л при температуре $T = 1100$ °С закалывают в воде. Сталь 110Г13Л после закалки имеет аустенитную структуру (рисунок 1б).



а



б

Рис.1 – Микроструктура поверхности илيفا отливки из стали 110Г13Л (увеличение микроскопа x200): а-литой; б-после закалки

По рисунку 1б можно утверждать, что ТО прошла благоприятно. Границы зерен не утолщены. Почти все карбиды растворены.

ВЛИЯНИЕ ОБРАТНОЙ ЛИКВАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛОСКИХ СЛИТКОВ. ПРИЧИНЫ ЕЁ ПОЯВЛЕНИЯ

Чегодаев Д.А., Окладникова Н.В.², Бернгардт В.А.^{1,2}
научный руководитель канд. техн. наук Дроздова Т.Н.^{1,2}
¹Сибирский федеральный университет

В настоящей работе изучалось влияние обратной ликвации на структуру и свойства плоских слитков из алюминиевых сплавов 6590 и 6670.

Обратная ликвация – неоднородность химического состава сплава, при которой периферийные слои обогащены легирующими элементами, а центральные обеднены ими. Она может быть вызвана движением расплава, обогащённого легкоплавкими элементами через междендритные каналы в зоны, кристаллизующиеся в первую очередь, которые находятся на периферии слитка. Само движение вызвано разностью давлений, возникающей в расплаве под действием изменений температуры. В результате, в корковой зоне слитка выделяется ликвационная зона, обогащённая легкоплавкими компонентами. Её развитие определяется концентрацией легирующих элементов, величиной объёмной усадки и коэффициентом распределения.

При изучении макроструктуры плоских слитков из алюминиевых сплавов 6590 и 6670) были выявлены как равномерная (рисунок 1 а), так и неравномерная (рисунок 1 б) корковая зона, которая выделяется на фоне остального слитка в виде полосы другого цвета, что объясняется различным строением зёрен, отличающихся от равноосных зёрен, находящихся в глубине слитка.

На микроструктуре исследованных образцов на самой поверхности, в корковой зоне, выделяется слой, в котором наблюдаются плотные выделения неравновесных эвтектических избыточных фаз по границам дендритных ячеек. Размеры дендритной ячейки и зерна в обогащённом эвтектическими фазами слое имеют минимальные значения по сравнению со структурой периферийной зоны слитков (25-40 мкм), а объёмная доля эвтектических фаз – максимальные значения (8,9-15,9 %).

Определение химического состава корковой зоны позволило установить повышенную концентрацию легирующих элементов в обогащённом слое. Концентрация магния в поверхностном слое достигла 1 %, а концентрация кремния – 5 %. Исследования распределения кремния и магния в этой зоне показали, что на глубине от 1 до 2 мм от поверхности наблюдается незначительное снижение концентрации легирующих элементов, образующее обеднённый слой.

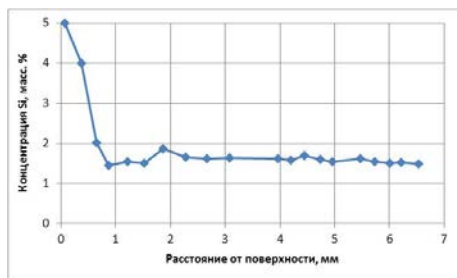
На графиках изменения концентрации Si и Mg в образце с равномерной корковой зоной по мере продвижения вглубь слитка видно, что концентрация Si в поверхности составляет 5 %, затем снижается до 1,4 % на глубине 1 мм, что соответствует обеднённой зоне, а Mg понижается с 0,8 % до 0,4 % и далее не изменяется.

В образце с неравномерной корковой зоной наблюдается более плавное снижение концентраций Si и Mg. Кремний снижается с 2,9 % до 1,4 % на глубине 3,5 мм, с последующим ростом до 1,8 % на глубине 5,5 мм. Магний уменьшается с 0,9 % до 0,4 % на глубине 3 мм, незначительно снижается до 5 мм и далее не изменяется.

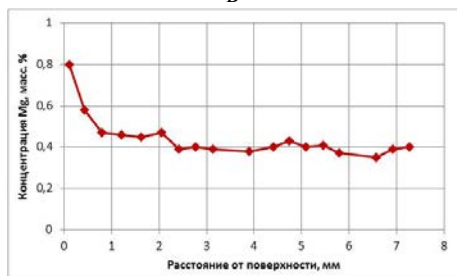
Измерения микротвёрдости, представленные на рисунке 1 ж, з показали повышенную твёрдость в обогащённой части корковой зоны, понижающуюся до показаний, ниже средних в обеднённой части этой зоны, и возвращающуюся к средним значениям твёрдости по слитку.



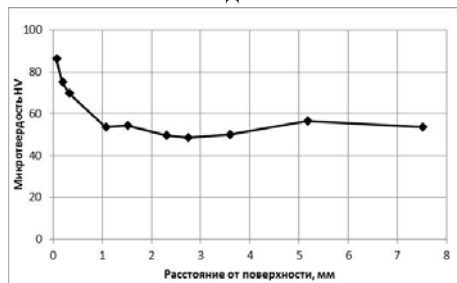
а



в



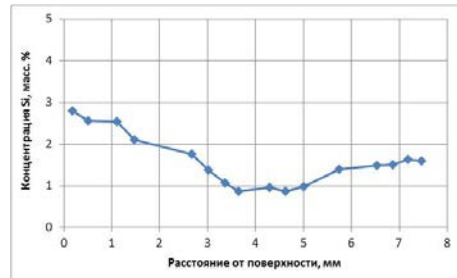
д



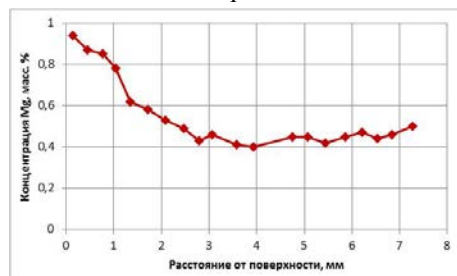
ж



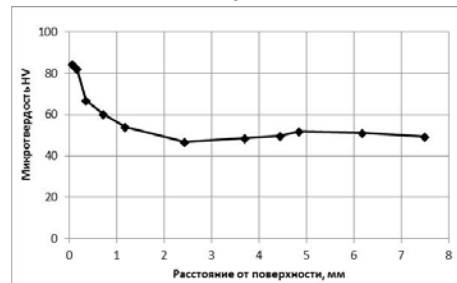
б



г



е



з

Рис.1 – Равномерная корковая зона (а, в, д, ж), неравномерная корковая зона (б, г, е, з)

Таким образом, путём исследований макро- и микроструктуры, применения локального химического анализа и измерения микротвёрдости в корковой и центральной области слитка выяснили, что корковая зона имеет ярко выраженный обогащённый легирующими элементами слой, в котором наблюдается превышение по магнию в 2 раза и по кремнию в 2-4 раза. Высокая концентрация легирующих элементов приводит к значительному повышению твёрдости этого слоя по сравнению с остальной частью слитка, что видно из рисунка 1 в, ж, д для равномерной корковой зоны и рисунка 1 г, е, з для неравномерной.

Список литературы

1. М.Б. Альтман, А.Д. Андреев, Г.А. Балахонцев// Плавка и литьё алюминиевых сплавов. с 65
2. Г.С. Макаров Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования. с 335



ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСЬЮ

Шамсутдинова М.Г., Антонов М.М., Симонова М.С.
научный руководитель канд. техн. наук Орёлкина Т.А.
Сибирский федеральный университет

В настоящее время в производственных условиях при получении полуфабрикатов из сплавов цветных и черных металлов проводят модифицирование расплава. Операция модифицирования позволяет в результате получения требуемых характеристик структуры не только заметно улучшить технологичность сплава при литье (уменьшить склонность к образованию трещин), гомогенизации, прессовании, но и исключить ряд дефектов слитков и деформированных полуфабрикатов, способствуя снижению производственных затрат.

Помимо широко используемых модификаторов достаточно активно разрабатываются новые виды, отличающиеся формой и составом. Так, например, для модифицирования алюминиевых сплавов наибольшее распространение получила лигатура Al-Ti-B [1], которая вводится в расплав в виде прутка. Эффект модифицирования при использовании данной лигатуры достигается как в литейных (силумины), так и в деформируемых (авиали) сплавах. Известна лигатура Al-Ti-C, которая также распространена при производстве алюминиевых полуфабрикатов [2]. Данная лигатура вводится в расплав также как и предыдущая в виде прутка. Однако, в последнее время при разработке новых составов и способов введения модификаторов в расплав, особый интерес стали проявлять к ультрадисперсным порошкам на основе тугоплавких металлов [3, 4].

Модифицирование ультрадисперсными частицами различных химических составов является актуальным направлением. При таком модифицировании частицы порошка, благодаря малому размеру, хорошо усваиваются расплавом, равномерно распределяются по объему и в дальнейшем тугоплавкие металлы или алюминиды металлов становятся центрами кристаллизации [5]. Поэтому исследование механизма взаимодействия модификатора с расплавом и реакций, которые при этом протекают, является перспективной задачей, поставленной в данной работе.

Механизм и термодинамика реакций взаимодействия МС-М с расплавом

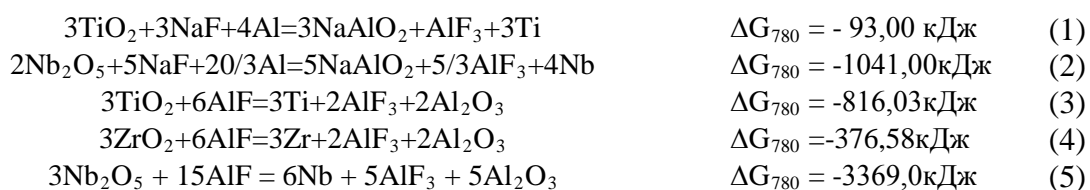
Целью данной работы было на основе литературных и экспериментальных данных исследовать возможные реакции, протекающие в расплаве при введении порошкового модификатора. Термодинамическая вероятность протекания тех или иных реакций рассчитана с помощью программы Chemistry 5.1.

Данные в работе приведены по результатам модифицирования сплава АД31 (6063) ультрадисперсной порошковой смесью МС-М, фазовый состав которой приведен в таблице. Активная часть модифицирующей смеси включает оксиды титана, циркония и ниобия.

Таблица 1 - Фазовый состав модификатора МС-М

Соединения химических элементов, %						
K_2ZrF_6	TiO_2	$Na_5Al_3F_{14}$	$Al(OH)_3$	ZrO_2	Na_3AlF_6	Nb_2O_5
7,6	12,0	31,7	0,33	8,09	22,6	17,5

В работе [5] изучена структура порошкового модификатора и с использованием метода микрорентгеноспектрального анализа показано, что оксиды тугоплавких металлов расположены на кристаллах солей, входящих в состав МС-М. Оксиды металлов плохо смачиваются расплавом. Однако они вступают во взаимодействие с солями порошковой смеси и в результате химических реакций в расплаве восстанавливаются титан, цирконий и ниобий. Исходя из анализа структуры и фазового состава модификатора, можно предположить, что при введении МС-М в расплав криолит $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ диссоциирует на фториды, которые образуют оболочку на частицах оксидов тугоплавких металлов, тем самым снижая поверхностное натяжение на границе «частица–расплав», что способствует облегченному процессу кристаллизации. Вследствие этого фториды, находящиеся в оболочке восстанавливают тугоплавкие металлы из оксидов по реакциям:



Существует вероятность того, что в результате алюминотермического восстановления из оксида восстанавливается титан (реакция 6), а из фторцирконата калия – цирконий (реакция 7) 6]:



Восстановленные по реакциям (1-7) тугоплавкие металлы могут взаимодействовать с алюминием с образованием интерметаллидов TiAl_3 , ZrAl_3 , NbAl_3 , которые затем становятся подложками при кристаллизации. Реакция взаимодействия тугоплавких металлов с алюминием показана на примере титана:



В соответствие с литературными данными [6] можно предположить, что в реальных условиях организации процесса модифицирования образование интерметаллида циркония будет происходить также в результате реакции алюминотермического восстановления:



Выводы

Рассмотрение реакций взаимодействия МС-М с расплавом при модифицировании сплава АД31 (6063) с учетом термодинамических законов позволяет установить, что в системе расплав - МС происходит ряд процессов, связанных с распадом криолита, образованием фторидных солей, металлических частиц, восстановленных из оксидов, и алюминидов тугоплавких металлов, являющихся центрами кристаллизации.

Список литературы

1. Макаров Г. С. Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования: основы производства. – Москва: Интермет Инжиниринг, 2011. 256 с.
2. Enzhao Wang, Sida Liu, Jinfeng Nie, Tong Gao, Tao Wang, Xiangfa Liu// A new kind of Al-5Ti-0.3C master alloy and its refining performance on 6063 alloy // Light Metals, 2015, p. 961-965.
3. Калиниченко А.С., Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Зык Н.В. Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур // Литье и металлургия, 2015. №1(78), с. 65-73.
4. Калинина Н.Е., Квавц О.А., Калинин В.Т. Повышение технологических свойств литейных алюминиевых сплавов при модифицировании нанодисперсными частицами // Авиационно-космическая техника и технология, 2010. №4 (71). С. 17-20.
5. Антонов М.М., Окладникова Н.В., Горбунов Ю.А., Жереб В.П., Дроздова Т.Н., Орелкина Т.А., Шамсутдинова М.Г. Влияние модифицирования на структуру и свойства деформируемых сплавов системы Al-Mg-Si // Журнал Сибирского федерального университета серия «Техника и технологии» 2015. №4. С. 601-608.
6. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Исследование и разработка технологии алюминотермического получения алюминиево-циркониевой лигатуры из оксида циркония в хлоридно-фторидных расплавах. Д.А. Попов. Москва 2012. 22 с.

