

УДК 669.715 : 621.746 : 538.4

**В. И. Дубоделов, В. Н. Фиксен, А. Л. Березина\*,  
М. С. Горюк, Т. А. Монастырская\*, А. В. Яценко,  
Н. А. Слажнев, Ю. П. Скоробагатько, А. В. Катко\***

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

\*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев

### **ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И МГД-ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ТИПА ВАЛ10. Сообщение 2\*\***

*Рассмотрено дальнейшее развитие работ по получению новых высокопрочных алюминиевых литейных сплавов типа ВАЛ10, не содержащих вредных (кадмий) и дорогостоящих (серебро) компонентов. В качестве основных легирующих компонентов предложены олово, способствующее упрочнению сплава, и цирконий, интерметаллиды которого являются эффективными модификаторами литой структуры. Приготовление и обработка гаммы экспериментальных сплавов осуществлялись с применением электромагнитных воздействий. В результате основные механические свойства экспериментальных сплавов, не содержащих кадмий и серебро и легированных цирконием и оловом, сопоставимы со свойствами стандартного высокопрочного алюминиевого сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) по ГОСТу 1583-93.*

**Ключевые слова:** высокопрочный алюминиевый литейный сплав типа ВАЛ10, легирующие элементы, МГД-обработка, структура, свойства.

*Розглягнуто подальший розвиток робіт з одержання нових високоміцних алюмінієвих ливарних сплавів типу ВАЛ10, що не містять шкідливих (кадмій) і дорогих за вартістю (срібло) компонентів. В якості основних легуючих компонентів запропоновані олово, що сприяє зміцненню сплаву, та цирконій, інтерметаліди якого є ефективними модифікаторами литої структури. Приготування і обробка гамми експериментальних сплавів здійснювалися із застосуванням електромагнітних дій. В результаті основні механічні властивості експериментальних сплавів, що не містять кадмій та срібло і леговані цирконієм та оловом, співставні з властивостями стандартного високоміцного алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) за ГОСТом 1583-93.*

**Ключові слова:** ливарний високоміцний алюмінієвий сплав типу ВАЛ10, легуючі елементи, МГД-обробка, структура, властивості.

---

\*\* Работа выполнена в рамках комплексного научного проекта Р7.4 «Разработка новых экологически безопасных МГД-технологий получения отливок из высокопрочного литейного алюминиевого сплава типа ВАЛ10 с повышенным уровнем технологических свойств» (разделы Р7.4.1 и Р7.4.2) Целевой комплексной программы научных исследований НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин («Ресурс»)»

*It is presented the further development of works for obtaining of new high-strength aluminium casting alloys of VAL 10 type which ones do not contain harmful (cadmium) and highpriced (silver) components. As basic alloying components there are offered tin (it provides strengthening of alloy) and zirconium (its intermetallides are the effective modifiers of the cast structure). Preparation and processing of lines of experimental alloys were realized with using of electromagnetic actions. As result, main mechanical properties of experimental alloys (without cadmium and silver and alloyed by zirconium and tin) are comparable with properties of the standard high-strength aluminium casting alloy AM4.5Kd (VAL 10) by GOST 1583-93.*

**Keywords:** *high-strength aluminium casting alloy of VAL 10 type, alloying elements, MHD-processing, structure, properties.*

### Введение

Известно, что высокопрочные алюминиевые литейные сплавы на основе системы Al-Cu – такие как сплав 201 (США, на основе Al-Cu-Mg-Ag), сплавы ВАЛ10 и ВАЛ14 (Россия и страны СНГ, на основе Al-Cu-Mn) – широко используются в отечественной и мировой практике авиастроения [1]. Конкурентоспособность этих материалов во многом определяется более благоприятным сочетанием их литейных и эксплуатационных свойств по сравнению с более высокопрочными алюминиевыми сплавами на основе Al-Zn-Mg (Aircast67 (США) и ВАЛ12 (Россия)).

Все эти алюминиевые сплавы являются дисперсионно твердеющими, кристаллизуются по типу твердого раствора, в определенном температурном интервале и, соответственно, имеют пониженные литейные свойства, такие как герметичность, жидкотекучесть, склонность к горячим трещинам.

Определяющим легирующим элементом этих сплавов является медь, которая способна образовывать пересыщенный твердый раствор меди в алюминии при закалке из области однородного твердого раствора. Основное упрочнение происходит в процессе распада пересыщенного твердого раствора за счет выделения по плоскости {100} наноразмерной пластинчатой упрочняющей метастабильной  $\theta'$ -фазы состава  $Al_2Cu$ . Степень упрочнения зависит от объемной доли упрочняющей фазы, которая определяется концентрацией меди, режимами гомогенизации, закалки и старения. Изменение характера ликваций в литом сплаве, введение дополнительных легирующих элементов требует исследований по оптимизации термообработки сплава [1, 2].

Дополнительное упрочнение возможно за счет введения в сплав небольших количеств элементов-модификаторов упрочняющей фазы. В качестве такого модификатора в сплав 201 вводили серебро, что способствовало замене  $\theta'$ -фазы на высокопрочную пластинчатую высокодисперсную  $\omega$ -фазу, которая образуется по плоскости {111} [1]. В сплав ВАЛ10 в качестве модификатора вводили кадмий, который ускорял процессы зародышеобразования упрочняющей  $\theta'$ -фазы и замедлял процессы коалесценции [2].

Малорастворимые переходные элементы (марганец, титан) образуют тугоплавкие интерметаллиды, которые влияют на характер ликваций в сплаве и препятствуют миграции границ зерен в процессе гомогенизации [3].

В предыдущей работе была обоснована актуальность проблемы создания нового высокопрочного литейного сплава на базе Al-Cu, не содержащего кадмий или серебро и имеющего повышенные литейные свойства [4], описана методика получения сплавов с использованием электромагнитных воздействий на расплав, в т. ч. с применением магнитодинамической установки (МДУ) и электромагнитного перемешивателя пульсирующего магнитного поля (ЭМП-ПМП), и обнаружена принципиальная возможность образования глобулярной структуры вместо дендритной в процессе кристаллизации при электромагнитных воздействиях.

Также были получены обнадеживающие данные по применению электромагнитных воздействий при приготовлении базового экспериментального алюминиевого сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий, и лигатуры Al-5 % Zr. При этом для

более полной оценки роли МГД-технологий в процессе получения такого сплава в его химическом составе массовая доля основных легирующих элементов-упрочнителей – Cu и Mn – находилась ближе к нижнему пределу (Cu – 4,6 и Mn – 0,4 %) при их допустимых максимальных содержаниях Cu – 5,1 и Mn – 0,8 % соответственно, предусмотренных ГОСТ 1583-93 для сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10), содержащего кадмий.

Как следствие, было установлено [4], что экспериментальный сплав имел прочностные характеристики – предел прочности и предел текучести – на уровне в среднем 75 % от значений, установленных ГОСТ 1583-93 для сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10), а относительное удлинение – в 2,5 раза выше, чем требует стандарт.

Такой рост пластичности экспериментального сплава может быть объяснен, с одной стороны, отсутствием Cd, с другой – применением ранее разработанной термосиловой МГД-обработки жидких алюминиевых сплавов, оказывающей на них физическое воздействие, сравнимое с эффектом реагентного модифицирования, вследствие разрушения областей микронеоднородностей, обусловленных металлургической наследственностью шихты. Это подтверждается ранее проведенными исследованиями на до- и заэвтектических сплавах системы Al-Si [5], где предложенная МГД-обработка алюминиевых расплавов привела к существенному (до 2-4 раз) росту в первую очередь относительного удлинения твердого сплава, как такой структурно-чувствительной характеристики, которая в большей степени зависит от наследственности, нежели прочность или твердость.

Основная задача исследования – изучить совместное влияние МГД-обработки расплава и дополнительного легирования на структуру и свойства алюминиевого сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий.

Исходя из этого, усилия исполнителей были сконцентрированы на следующих направлениях: приготовление гаммы экспериментальных сплавов; отработка рациональных режимов термической обработки литых образцов экспериментальных сплавов; исследование структуры и основных механических свойств образцов экспериментальных алюминиевых сплавов.

### *Методика исследования и составы опытных сплавов*

В качестве базового сплава для проведения исследований был выбран алюминиевый сплав состава ВАЛ10, не содержащий кадмий (табл. 1). Сплав был выплавлен в электрической печи сопротивления. Последующая его доводка и выпечная обработка производилась в многофункциональной МДУ типа МДН-6А.

**Таблица 1. Химический состав базового алюминиевого сплава типа ВАЛ10, %мас.**

Образец (исходный сплав)	Al	Cu	Mn	Ti	Fe	Si	Zn	Ni	Mg
А0	Основа	4,63	0,42	0,19	0,057	0,17	0,002	0,004	0,01

В дальнейшем все экспериментальные сплавы выплавлялись в лабораторной электрической печи сопротивления, оснащенной устройством электромагнитного перемешивания пульсирующего магнитного поля. Были отлиты в металлическую форму (скорость охлаждения составляла  $10^2$  °C/с) цилиндрические образцы длиной 230 и  $\varnothing$  20 мм.

Фазовые превращения в сплавах оценивались с помощью дюрOMETрического, резистометрического и калориметрического методов.

Калориметрический анализ проводился с помощью прибора DSC404F1 Pegasus® фирмы NETZSCH в динамическом режиме при скорости нагрева 20 °C/с в температурном интервале 20-780 °C.

Температурные интервалы старения определялись по изменению приведенного температурного коэффициента электросопротивления  $\alpha_T = 1/R \cdot dR/dT$  при непрерывном нагреве со скоростью 3 °C/мин в температурном интервале 20-600 °C.

Твердость по Виккерсу измерялась на приборе ТП-2 при нагрузке 5 кг.

Механические испытания проводились на цилиндрических образцах с рабочей частью  $\varnothing$  4 мм и длиной  $l_0 = 20$  мм при скорости деформирования  $\varepsilon' = 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Для электронно-микроскопических исследований применялся электронный микроскоп JEM-2000FMFXII, металлографических – оптический микроскоп Neophot-2.

Выявление границ зерен производилось на микрошлифе с использованием травителя Келлера, раствор 0,5 мл HF в воде (рис. 1, а).

Для определения ликваций проводили макротравление реактивом: 15,5 мл  $\text{HNO}_3$ ; 84 мл  $\text{H}_2\text{O}$ ; 0,5 мл HF; 3 г  $\text{CrO}_3$ . При использовании этого травителя области, обедненные Cu анодны по отношению к матрице окрашиваются в черный цвет (рис. 1, б).

После гомогенизации при отсутствии ликваций в сплаве разница в травимости шлифов разными реактивами не наблюдается. Известно, что ликвация меди происходит по эвтектическому типу, то есть междендритное пространство и границы зерен обогащаются медью.

На рис. 1, б различаются три области разной травимости, характеризующие ликвации в сплаве: светлые области –  $\alpha$ -твердый раствор, обогащенный Cu; темные области –  $\alpha$ -твердый раствор, объединенный медью; нитеобразные выделения – равновесная фаза  $\text{Al}_2\text{Cu}$  кристаллизационного происхождения.

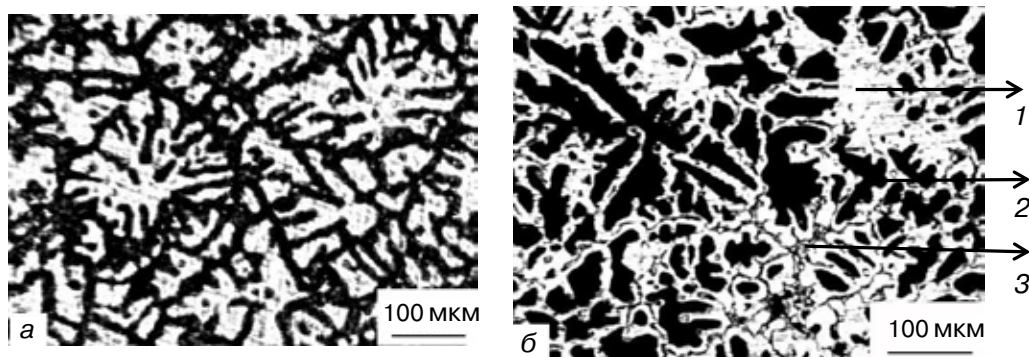


Рис. 1. Влияние травителя на выявление микроструктуры литого сплава А0: а – травитель: раствор 0,5 мл HF в воде; б – травитель: 15,5 мл  $\text{HNO}_3$ , 84 мл  $\text{H}_2\text{O}$ , 0,5 мл HF, 3 г  $\text{CrO}_3$ ; 1 –  $\alpha_{\text{т.р}}$ , обогащенный медью; 2 –  $\alpha_{\text{т.р}}$ , объединенный медью; 3 – равновесная фаза  $\text{Al}_2\text{Cu}$

При выборе легирующих элементов для повышения прочностных свойств базового экспериментального сплава учитывалось: повышение содержания меди до 5 % увеличит объемную долю упрочняющей  $\theta'$ -фазы, которая образуется при старении; интерметаллиды циркония – эффективные модификаторы литой структуры, дисперсные частицы  $\text{Al}_3\text{Zr}$  фазы, образованные в процессе распада пересыщенных твердых растворов, способны упрочнять матрицу; Sn относится к триаде легкоплавких, малорастворимых в алюминии элементов (кадмия, индия, олова), которые способны интенсифицировать процессы зародышеобразования и коалесценции упрочняющей метастабильной  $\theta'$ -фазы [6-12].

Поэтому в качестве дополнительных легирующих элементов были выбраны олово и цирконий а также цезий.

Были выплавлены экспериментальные алюминиевые сплавы трех серий (табл. 2): сплавы серии А на основе базового алюминиевого сплава (см. табл. 1); сплавы серии В на основе базового алюминиевого сплава с содержанием меди, повышенным до верхнего предела, предусмотренного ГОСТ 1583-93 (5,10 % Cu); сплавы серии С на основе базового алюминиевого сплава с содержанием Cu и Mn, повышенным до верхних пределов по ГОСТу 1583-93 (5,10 % Cu; 0,60 % Mn).

Ввод легирующих, в том числе мелкодисперсных лигатур ( Al-4 Mn и 5 Zr %мас.), приготовленных ранее с использованием МГД-воздействий [1], а также стандартной лигатуры Al-Ti-B, и последующую термосиловую МГД-обработку экспериментальных

**Таблица 2. Составы экспериментальных алюминиевых сплавов типа ВАЛ10, %мас.**

Экспериментальный сплав	Cu	Mn	Ti	Zr	Sn	Sc
A0	4,63	0,42	0,19	—	—	—
A1	4,63	0,42	0,19	0,15	—	—
A2	4,63	0,42	0,19	0,15	—	0,30
A3	4,63	0,42	0,19	0,15	0,10	—
A4	4,63	0,42	0,19	0,15	0,20	—
B0	5,10	0,42	0,19	—	—	—
B1	5,10	0,42	0,19	0,15	—	—
C0	5,10	0,60	0,19	0,15	—	—
C1	5,10	0,60	0,19	0,15	0,20	—

сплавов производили по двум схемам. В целях экономии ресурсов, основная часть экспериментов проводилась с применением лабораторного устройства, включающего электрическую печь сопротивления с небольшой массой жидкого металла (до 2 кг), оснащенную электромагнитным перемешивателем пульсирующего магнитного поля (ЭМП-ПМП) [13], с использованием установленных ранее рациональных режимов нагрева алюминиевого расплава и его управляемого электромагнитного перемешивания. После определения рациональных параметров МГД-воздействия, с соблюдением масштабного фактора и величины удельных энергетических характеристик, были проведены эксперименты на опытно-промышленной МДУ типа МДН-6А емкостью до 70 кг жидкого алюминиевого сплава.

*Исследование влияния температуры литья и легирующих элементов на формирование глобулярной микроструктуры при электромагнитном воздействии на расплав*

В предыдущем Сообщении 1 [4] было отмечено, что при электромагнитном воздействии на расплав происходит глобуляризация дендритов. Известно, что металлические суспензии с глобулярной микроструктурой обладают свойствами тиксотропности [14,15]. Эффект тиксотропности – способность металлических суспензий с глобулярной микроструктурой в твердожидком состоянии значительно снижать сопротивление сдвиговым деформациям, что позволяет металлу заполнять сложные формы при незначительной удельной силе [15-17].

В настоящее время интенсивно разрабатываются тиксотехнологии, которые за счет управления формированием микроструктурного строения отливок в твердожидком состоянии формируют недендритную структуру слитка, что обеспечивает одновременный рост прочности и пластичности материала изделий. Предполагается, что использование тиксоформинга (тиксо- и реолитые, тиксо- и реоштамповка) для высокопрочных литейных алюминиевых сплавов позволит получить свойства, близкие к тем, которые присущи существующим деформируемым сплавам.

В данной работе для того, чтобы определить оптимальные режимы обработки расплава, были проведены исследования влияния температуры литья базового алюминиевого сплава А0 на его микроструктурное состояние. Расплав был обработан в течение 5 мин в печи с электромагнитным перемешиванием пульсирующим магнитным полем. Температура обработки расплава и его заливки превышала температуру ликвидус и составляла 740, 720 и 660 °С.

Как показали металлографические исследования (рис. 2), для всех состояний наблюдаются ликвации по Си: присутствует твердый раствор, обедненный медью

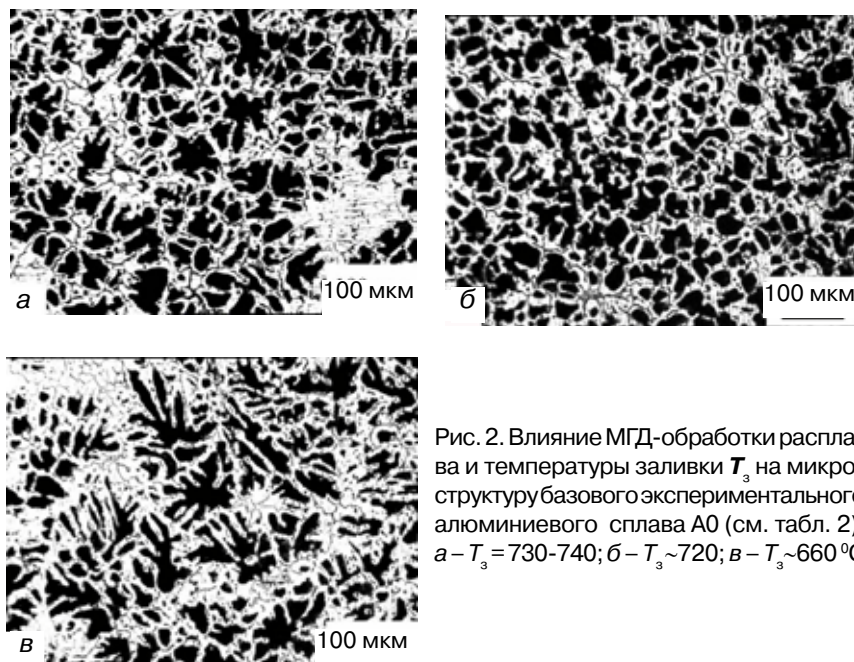


Рис. 2. Влияние МГД-обработки расплава и температуры заливки  $T_3$  на микроструктуру базового экспериментального алюминиевого сплава А0 (см. табл. 2): а –  $T_3 = 730-740$ ; б –  $T_3 \sim 720$ ; в –  $T_3 \sim 660$  °С

(темные участки шлифа), обогащенный медью твердый раствор (светлые участки) и фаза  $Al_2Cu$  в междендритном пространстве.

При этом, ярко выраженная дендритная структура (рис. 2, а, в) формируется при относительно высокой (730-740 °С) и относительно низкой (660 °С) температуре обработки. Только при температуре литья 720 °С (близкая к среднему значению для исследуемого диапазона температур) формируется не дендритная микроструктура, а микроструктура с четко выраженной тенденцией к глобуляризации (рис. 2, б). Следовательно, в данном случае, в процессе коалесценции в твердожидком состоянии растворяются дендритные оси.

Изменение типа ликваций в литых сплавах в зависимости от содержания легирующих элементов представлено на рис. 3. В базовом экспериментальном алюминиевом сплаве А0 после обработки расплава наблюдается глобулярная структура (рис. 3, а). После ввода в этот сплав циркония (рис. 3, б) появляются признаки дендритной структуры, то есть наблюдается глобулярно-дендритная структура. При повышении содержания Си до 5,10 % (сплав В0) глобулярная структура сохраняется, размер ячеек уменьшается почти вдвое (рис. 3, в). При вводе Zr сплав В1 сохраняет глобулярную структуру, наблюдаются неоднородности, связанные с выделением пластинчатых частиц равновесной  $Al_3Zr$  фазы (рис. 3, г). Вокруг этих частиц наблюдается измельчение ячеистой структуры. Наличие избыточной  $Al_3Zr$  фазы кристаллизационного происхождения свидетельствует об избыточном содержании циркония в сплава В1. При повышении содержания марганца (сплав С0, рис. 3, д), и при этом одновременно вводе олова (сплав С1, рис. 3, е), дендритная структура сплава сохраняется.

#### *Определение режимов термообработки сплавов и исследование формирования зеренной структуры*

Для устранения внутрикристаллической ликвации, возникающей при дендритной кристаллизации, были проведены высокотемпературные отжиги (гомогенизация). При выборе температуры гомогенизации учитывалось, что температурный интервал гомогенизации должен быть в пределах (527 -547 °С). Верхняя граница выбиралась ниже температуры эвтектики 547 °С, чтобы предотвратить контактное оплавление, нижняя температура должна быть выше температуры 527 °С, при которой предельная растворимость меди в твердом растворе алюминия составляет 5 %.

Исследования структурного состояния сплава при проведении гомогенизации по стандартным режимам показали наличие оплавления по границам зерен. С целью

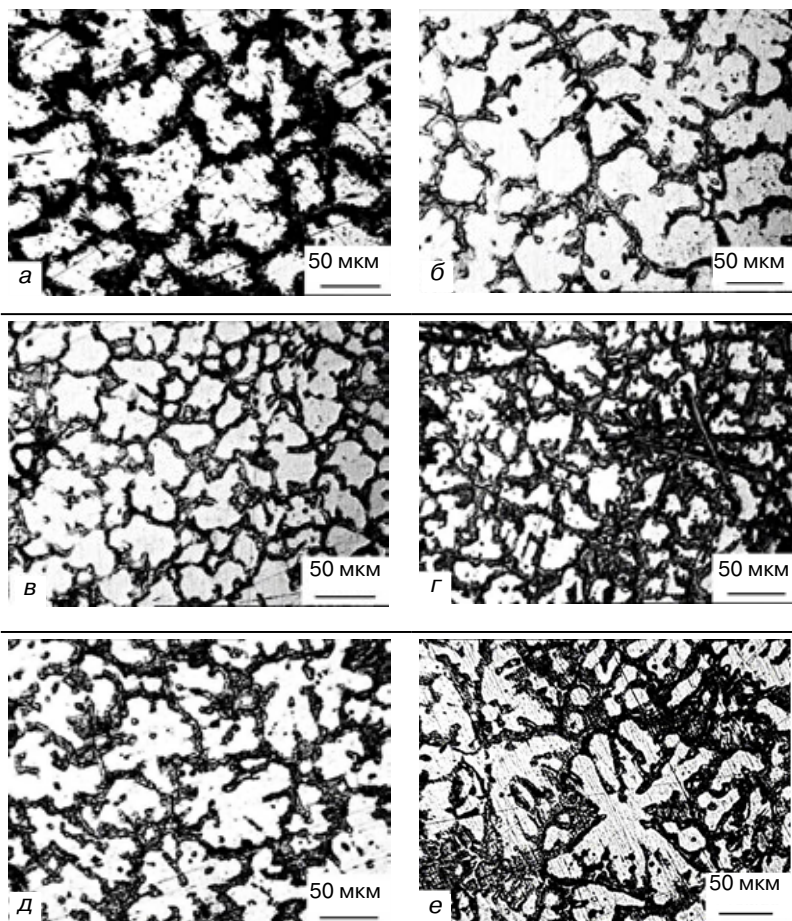


Рис. 3. Влияние содержания основных компонентов, а также дополнительного легирования Zr и Sn на характер ликваций в экспериментальных алюминиевых сплавах: а – А0; б – А1; в – В0; г – В1; д – С0; е – С1

уточнения режимов гомогенизации был проведен анализ изменения тепловых эффектов при непрерывном нагреве и охлаждении сплава в температурном интервале от 20 до 780 °С в течении двух циклов нагрева и охлаждения. С помощью метода ДСК (дифференциальной сканирующей калориметрии) [18] был выявлен\*\*\* низкотемпературный пик оплавления при температуре 538,7 °С, который коррелирует с наблюдаемым оплавлением по границам зерен при нагреве выше 535 °С (рис. 4).

Используя полученные результаты, была предложена новая двухступенчатая схема термообработки по режиму Т6 при пониженных температурах (гомогенизация (отжиг): 510 °С, 2 ч + 530 °С, 10 ч), что позволило предотвратить оплавление по границам зерен. При гомогенизации, помимо выравнивания концентрации меди в твердом растворе, происходит старение, связанное с ростом и коалесценцией тугоплавких алюминидов  $Al_6Mn$ ,  $Al_3X$  ( $X = Ti, Zr$ ), которые тормозят процессы нормального роста зерен, и окончательно формируется зеренная структура сплава. Температура старения значительно ниже температуры гомогенизации и не влияет на рост зерен.

После гомогенизации сплавов по вышеуказанному двухступенчатому режиму было проанализировано влияние легирующих элементов на размеры зерен (рис. 5).

В базовом экспериментальном высокопрочном алюминиевом литейном сплаве типа ВАЛ10 – А0 (рис. 5, а), в котором отсутствует кадмий, а содержание меди и

\*\*\* Измерения выполнены под руководством д-ра техн. наук А. М. Верховлюка и д-ра техн. наук А. А. Щерецкого

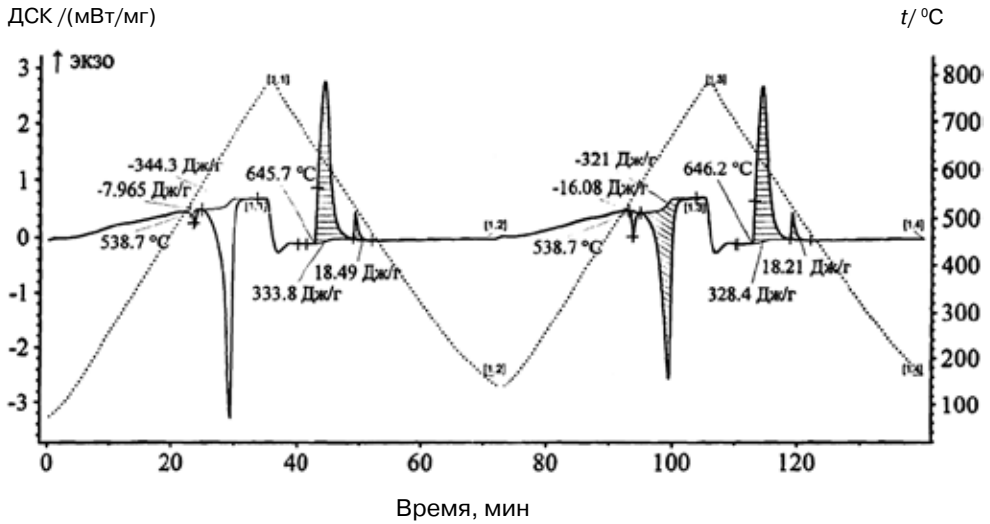


Рис. 4. Изменение удельного теплосодержания экспериментального высокопрочного алюминиевого литейного сплава А0 (табл. 1, 2) при непрерывном нагреве в температурном интервале 20-780 °С в течение двух циклов нагрева и охлаждения

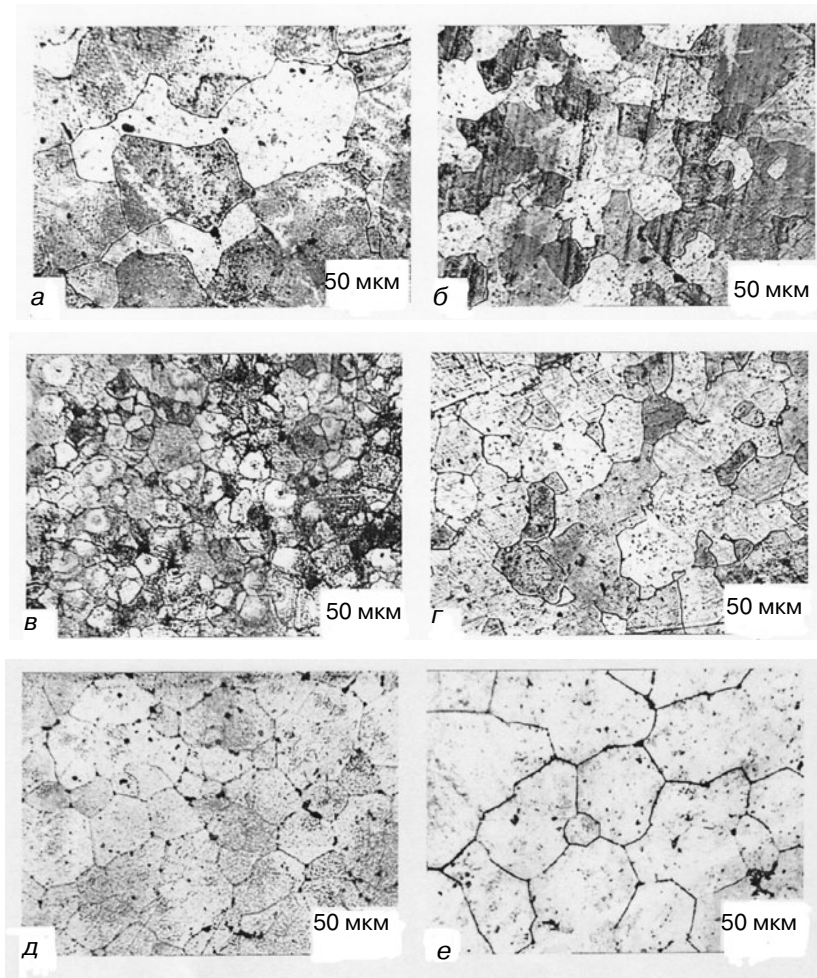


Рис. 5. Зеренная структура экспериментальных сплавов (см. табл. 2) после гомогенизации: а – А0; б – А1; в – А2; г – В1; д – А3; е – А4



марганца находится на нижнем пределе, установленном ГОСТ 1583-93, наблюдается наиболее крупное зерно  $\alpha$ -твердого раствора (~120 мкм). Дополнительный ввод в базовый сплав 0,15 % Zr (экспериментальный сплав А1) позволило уменьшить размер зерна до 40 мкм (рис. 5, б). Наибольшее измельчение зерен (до 15-20 мкм) наблюдается при совместном вводе в базовый сплав скандия и циркония (экспериментальный сплав А2) (рис. 5, в). Ввод компонентов для повышения прочности сплава – в первую очередь, повышение содержания меди (рис. 5, г) до верхнего предела по ГОСТу 1583-93, а также олова (рис. 5, д, е), не способствует измельчению зерна.

После гомогенизации образцы были закалены в воду от температуры гомогенизации и состарены. Для выбора режимов изотермического старения были построены изохроны в температурном интервале 100-230 °С для 5 и 10 ч старения. Из анализа полученных данных был выбран режим старения: 190 °С, 10 ч.

### *Исследование механических свойств экспериментальных сплавов*

После электромагнитных воздействий на расплав, гомогенизации, закалки в воду и старения всех экспериментальных сплавов (см. табл. 2) были проведены испытания по определению их механических свойств (табл. 3).

**Таблица 3. Механические свойства экспериментальных сплавов**

Экспериментальный сплав (см. табл. 2)	Предел прочности, $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести, $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение, $\delta$ , %
А0	400	270	10,5
А1	415	270	13
А2	374	340	6,5
А4	463	401	5,5
С0	416	293	10
С1	455	407	2,2
Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) по ГОСТу 1583-93	490	390	4,0

Анализ полученных данных показывает, что дополнительное легирование переходными металлами (скандием и цирконием) способствует формированию наиболее мелкого зерна (сплав А2, см. также рис. 5, в), что позволяет увеличить предел текучести на 25 % при снижении предела прочности и падении пластичности.

Наиболее эффективным является легирование экспериментальных алюминиевых сплавов оловом (сплав А4), введение которого обеспечивает увеличение предела текучести в 1,5 раза, предела прочности на 15 %, при снижении пластичности в 2 раза по сравнению с базовым экспериментальным сплавом А0.

С целью определения механизма резкого упрочнения базового алюминиевого сплава типа ВАЛ10 при вводе олова, были проведены электронно-микроскопические исследования состаренных образцов сплавов А0 и А4 (рис. 6).

На микродиффракциях, приведенных на рис. 6, в, г, присутствуют диффузные тужи в направлении  $\langle 100 \rangle$ , что свидетельствует о выделении когерентных пластинча-

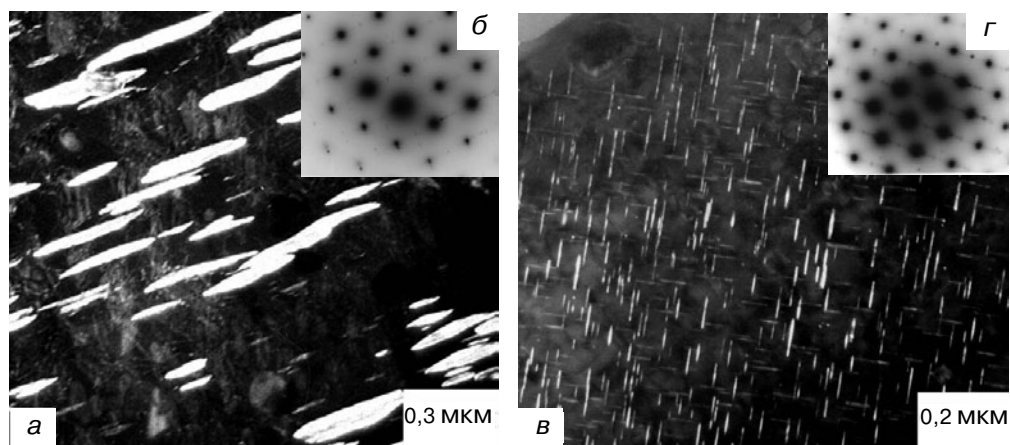


Рис. 6. Электронно-микроскопическая структура и микродифракция в состаренном состоянии сплавов: а, в – А0; б, г – А4. Темнопольное изображение в тяжах от  $\theta'$ -фазы, ориентировка фольги  $\{110\}$

тых образований по плоскости  $\{100\}$ . Метастабильная наноразмерная упрочняющая  $\theta'$ -фаза, образованная в процессе старения, выделяется непрерывно (гомогенно) в матрице и имеет форму дисков. Сечение плоскостью  $\{110\}$  этих дисков представлено на темнопольных изображениях на рис. 6, а, б.

Выделения  $\theta'$ -фазы в сплаве, легированном оловом (сплав А4, рис. 6, б, г), имеют большую плотность выделения и намного дисперснее, чем в базовом сплаве А0 (рис. 6, а, в). Средние размеры частиц выделения в сплаве А4: толщина диска  $h \sim 3-5$  нм, диаметр  $d \sim 150$  нм; соответственно для сплава А0:  $h \sim 15-20$  нм и  $d \sim 300$  нм. Существенная разница в пространственной плотности распределения и дисперсности  $\theta'$ -фазы связана с замедлением процессов коалесценции при распаде твердого раствора. Таким образом, повышенная плотность упрочняющих частиц обеспечивает значительный прирост предела текучести в сплавах, легированных олоом (см. табл. 3).

### Выводы

На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы:

- Использование термосиловой МГД-обработки и электромагнитного перемешивания расплава, реализуемых в магнитодинамической установке и с помощью устройства пульсирующего магнитного поля, позволяет для базового экспериментального высокопрочного алюминиевого литейного сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий, получить бездендритную, глобулярную структуру. При повышении в таком сплаве концентрации меди и марганца до максимальных значений, предусмотренных ГОСТ 1583-93, а также при вводе до 0,20 % Sn при идентичном режиме термосиловой МГД-обработки расплава сохраняется дендритная структура литого сплава.

- Наибольшее изменение зеренной структуры базового экспериментального алюминиевого сплава происходит при его совместном легировании скандием и цирконием. Зерно измельчается до 15-20 мкм, при этом на 20 % увеличивается предел текучести при падении на 15 % предела прочности и уменьшении пластичности в 2 раза. При увеличении содержания меди до 5, 10 % и скоростях охлаждения  $10^2$  °С/с ввод повышенных содержаний циркония ( $> 0,15$  %) нецелесообразен, т. к. это приводит к тому, что в сплаве кристаллизуются крупные стержнеобразные частицы равновесной  $Al_3Zr$  фазы.

- Самым эффективным легирующим элементом, способствующим повышению прочностных свойств высокопрочного алюминиевого литейного сплава типа ВАЛ10,

в котором отсутствует кадмий, является олово. Ввод 0,10-0,20 % Sn в базовый экспериментальный алюминиевый сплав А0 при отсутствии кадмия и пониженном содержании марганца обеспечивает повышение предела текучести на 50 %, предела прочности на 15 %. При этом пластичность сплава уменьшается до 5 %. Sn модифицирует кинетику распада, обеспечивая высокую плотность образования и замедление коалесценции упрочняющих частиц  $\theta'$ -фазы, что определяет повышенные прочностные свойства сплава.

• Показано, что замена кадмия на олово позволяет получить механические свойства экспериментального сплава, сопоставимые по своим значениям с механическими свойствами сертифицированного высокопрочного алюминиевого литейного сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) по ГОСТу 1583-93.



### Список литературы

1. Polmear I. J. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals / Fourth Edition. – Elsevier Butterworth-Heinemann, 2006, United Kingdom. – 416 p.
2. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
3. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Там же. – 1975. – 248 с.
4. Роль электромагнитных воздействий в процессах получения сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий. Сообщение 1 / В. И. Дубоделов, В. Н. Фиксен, А. В. Яценко, Н. А. Слажнев и др. // Процессы литья. – 2013. – № 6. – С. 48-56.
5. Влияние обработки расплава в МГД-установке и интенсивной пластической деформации на структуру и свойства силуминов / А. Л. Березина, Т. А. Монастырская, А. А. Давиденко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2009. – Т. 31. – № 10. – С. 1417-1426.
6. Silcock J. M., Heal T. J., Hardy H. K. J. Inst. Met. – 1954 -1955 (84) 23.
7. Silcock J. M., Flower H. M. Scripta Materialia 46 (2002) 389-394.
8. Bourgeois L., Dwyer C., Weyland M. Acta Mater., 60 (2012) 633-644.
9. Ringer S. P., Hono K., Sakurai T. Applied Surface Science, 87-88 (1995) 223-227.
10. Ringer S. P., Hono K., Sakurai T. Metallurgical and Materials Transactions, a2210, Volume 26a, Sep-tember 1995.
11. Sanjib Banerjee et al. Materials and Design 31 (2010) 4007-4015.
12. Li Runxia, Chen Yujin, Yuan Xiaoguang, Qu Yingdong, Li Rongde. Effects of Cd and Sn on double-peak age-hardening behaviors of Al-Si-Cu-Mg cast alloys // China Foundry. – Vol. 7 (February 2010). – № 1. – P. 1-5.
13. Дубоделов В. И. Фиксен В. Н., Горюк М. С. Современные устройства для электромагнитного перемешивания алюминиевых расплавов в печах и миксерах повышенной емкости // Металл и литье Украины. – 2008. – № 6. – С. 12-17.
14. Flemings M. C. Solidification processing, McGraw-Hill, New York, 1974.
15. E. R. de Freitas and M. Ferrante. Acta Mater., 49 (2001) 3839-3847.
16. Atkinson H. V., Liu D. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 20 (2010). – P. 1672-1676.
17. S. Terzi et al. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 20 (2010) P. 734-738.
18. Щерецький О. А. Використання комбінованого диференціально-термічного аналізу для дослідження теплових ефектів малої інтенсивності в сплавах // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 3. – С. 50-54.

Поступила 03.06.2014