

УДК 669.721.5

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-1-39-55>

Научная статья

Research article



Исследование литейных, механических, коррозионных свойств и пожароопасности магниевых сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43

В.Е. Баженов¹, И.И. Баранов¹, А.А. Лыскович¹, А.В. Колтыгин¹, А.В. Санников¹,
К.А. Кярамян², В.Д. Белов¹, С.П. Павлинич²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т., 4

² Филиал АО «Объединенная двигателестроительная корпорация»

АО Научно-исследовательский институт технологии и организации производства двигателей

(АО «ОДК» «НИИД»)

105118, Россия, г. Москва, пр-т Буденного, 16, корп. 182

✉ Вячеслав Евгеньевич Баженов (V.E.Bagenov@gmail.com)

Аннотация: Магниево-цинковые сплавы как конструкционные материалы обычно рассматриваются в тех случаях, когда снижение массы имеет важнейшее значение, например в авиации и космонавтике. В последние годы наблюдается расширение применения пожаробезопасных высокопрочных магниевых сплавов нового поколения в конструкциях авиационных изделий. В работе были изучены свойства новых пожаробезопасных литейных магниевых сплавов МЛ-ОПБ ($\text{Mg}-6,7\text{Y}-2,6\text{Zn}-0,5\text{Zr}-0,35\text{Ce}-0,35\text{Yb}$) и EWZ43 ($\text{Mg}-3,8\text{Y}-4,4\text{Nd}-0,6\text{Zr}-0,6\text{Zn}$) и выполнено их сравнение с промышленными магниевыми сплавами. Микроструктура исследуемых сплавов в литом состоянии представляет собой магниевый твердый раствор и значительное количество эвтектики. Термическая обработка по режиму T6 приводит к изменению морфологии фаз в эвтектике, а также их частичному растворению в магниевой матрице. В результате длительной высокотемпературной выдержки, имитирующей условия эксплуатации (500 ч при 300 °C), происходит формирование выделений по границам зерен в обоих сплавах, которые значительно снижают механические свойства. Было установлено, что при окислении образцов основными компонентами, переходящими в оксидную плену и обеспечивающими защитные свойства сплавов, являются Y, Nd и Yb. Рассматриваемые сплавы обладают высокими прочностными свойствами, которые не ниже, чем у сплава МЛ10. При этом преимуществом сплава МЛ-ОПБ является высокое относительное удлинение, а для сплава EWZ43 характерна высокая прочность. Скорость коррозии этих сплавов выше, чем у известных промышленных сплавов МЛ10 и МЛ5, из чего следует, что исследуемые сплавы требуют дополнительной защиты от коррозии. При этом литейные свойства сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 оказались не ниже, чем у наиболее распространенных магниевых сплавов. При взаимодействии сплавов с формой из холодно-твердеющей смеси формируется оксидная пленка с высоким содержанием Y и хорошими защитными свойствами. Температура возгорания изученных сплавов оказалась на 100–150 °C выше, чем у сплава МЛ10. Испытание сплавов в пламени газовой горелки на конусных образцах и типовых авиационных отливках типа «кронштейн» показало, что сплавы МЛ-ОПБ и EWZ43 практически не горят в условиях эксперимента.

Ключевые слова: магниевые сплавы, температура возгорания, коррозионная стойкость, механические свойства, литейные свойства, пожаробезопасность

Финансирование: Работа выполнена в рамках НИР между АО «ОДК» и НИТУ МИСИС.

Для цитирования: Баженов В.Е., Баранов И.И., Лыскович А.А., Колтыгин А.В., Санников А.В., Кярамян К.А., Белов В.Д., Павлинич С.П. Исследование литейных, механических, коррозионных свойств и пожароопасности магниевых сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023; 29 (1): 39–55. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-1-39-55>

Investigation of castability, mechanical, corrosion properties and flammability of ML-OPB and EWZ43 magnesium alloys

V.E. Bazhenov¹, I.I. Baranov¹, A.A. Lyskovich¹, A.V. Kolygin¹, A.V. Sannikov¹,
K.A. Kyaramyan², V.D. Belov¹, S.P. Pavlinich²

¹ National University of Science and Technology “MISIS”

4 Leninskii pr., Moscow, 119049, Russia,

² Branch of JSC “United Engine Corporation”

Research Institute of Technology and Organization of Engine Production

16, build. 182 Budennogo av., Moscow, 105118, Russia

✉ Vyacheslav E. Bazhenov (V.E.Bazhenov@gmail.com)

Abstract: Magnesium alloys are usually considered as structural materials when the weight reduction is important - in aircraft and space industry for example. In recent years, there has been an increase in the use of new generation ignition-proof high-strength magnesium alloys in the design of aircraft parts. The properties of new ignition-proof casting magnesium alloys ML-OPB (Mg–6.7Y–2.6Zr–0.5Zr–0.35Ce–0.35Yb; wt.%) and EWZ43 (Mg–3.8Y–4.4Nd–0.6Zr–0.6Zn; wt.%) were investigated and compared with properties of commercial magnesium alloys. The microstructure of investigated alloys in the as-cast condition comprises of a magnesium solid solution and a significant amount of eutectic. Heat treatment according to the T6 mode results in change in the eutectic phase's morphology and also to their partial dissolution in the magnesium matrix. Long-term high-temperature holding, simulating operating conditions (500 h at 300 °C), leads to the formation of precipitates along the grain boundaries in both alloys, significantly reducing the mechanical properties. During the oxidation of the samples, it was established that the main components that involved into the oxide film and provides the protective properties of the alloys is Y, Nd and Yb. The investigated alloys have a high strength, which is not lower than that of the ML10 alloy. At the same time, the advantage of the ML-OPB alloy is a high elongation at fracture, while the EWZ43 alloy is characterized by high strength. The corrosion rate of the investigated alloys exceeds the corrosion rate of known commercial ML10 and AZ91 alloys, which implies the need for additional protection against corrosion of investigated alloys. At the same time, the castability of ML-OPB and EWZ43 alloys is no lower than that of most commercial magnesium alloys. An oxide film with high Y content and high protective properties is formed when the alloys interact with the sand mold bonded with furan resin. The ignition temperature of the investigated alloys is 100–150 °C higher than that of the ML10 alloy. The flammability test of alloys in the flame of a gas burner, made on cone samples and typical aircraft castings «bracket», showed that ML-OPB and EWZ43 alloys are almost non-flammable under the conditions of experiment.

Keywords: magnesium alloys, ignition temperature, corrosion resistance, mechanical properties, castability, ignition-proof

Funding: The work was undertaken as part of research project between JSC UEC and NUST MISIS.

For citation: Bazhenov V.E., Baranov I.I., Lyskovich A.A., Kolygin A.V., Sannikov A.V., Kyaramyan K.A., Belov V.D., Pavlinich S.P. Investigation of castability, mechanical, corrosion properties and flammability of the ML-OPB and EWZ43 magnesium alloys. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023; 29 (1): 39–55. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-1-39-55>

Введение

Создание негорючих литейных магниевых сплавов является весьма актуальной задачей, особенно для авиастроительной отрасли [1]. В настоящее время признано экономически и технологически выгодным расширение применения пожаробезопасных высокопрочных магниевых сплавов нового поколения в конструкциях авиационных изделий [2].

Пожаробезопасность напрямую зависит от способности оксидной пленки на поверхности магниевых сплавов защитить металл от контакта с кислородом воздуха в широком интервале температур [3]. Защитные свойства оксидной пленки можно оценить по значению коэффициента Пиллинга—Бэрдворда, показывающего отношение объема

оксида к объему металла, — если оно больше 1, то формирующаяся на поверхности сплава пленка является сплошной и хорошо защищает его от дальнейшего окисления. Для магния и его оксида значение этого коэффициента составляет 0,81 [4], т.е. сплошной пленки не образуется. Однако при добавлении некоторых легирующих элементов сплошность оксидной пленки на поверхности сплавов значительно возрастает. Например, для пары иттрий/оксид иттрия этот коэффициент равен 1,39 [4], а значит, при наличии оксидной пленки с преобладающим содержанием Y_2O_3 она должна быть сплошной и хорошо защищать сплав от окисления и возгорания. Поэтому иттрий можно

использовать в качестве легирующего компонента для пожаробезопасных сплавов. Другие редкоземельные металлы (РЗМ) также способствуют формированию защитной оксидной пленки. Например, известно положительное влияние иттрия [5] неодима [6] лантана [7], церия [8]. Другим хорошим кандидатом на роль компонента, повышающего защитные свойства оксидной пленки, может быть кальций. Многочисленные исследования [9–11] свидетельствуют о значительном возрастании температуры возгорания в сплавах после добавления кальция.

Следует отметить, что совместная добавка нескольких элементов, повышающих сплошность оксидной пленки, дает максимальный защитный эффект. Так, в работах [5, 8] было показано, что сплошная оксидная пленка формируется на поверхности сплава Mg–Y в случае, когда содержание Y превышает 10 мас.%. Если же в сплав Mg–Y дополнительно добавляется небольшое количество Се, сплошная защитная пленка образуется уже при содержании 3 мас.% Y.

Известны пожаробезопасные сплавы системы Mg–РЗМ–Zn–Zr с добавками Sc и Cd, разрабатываемые ВИАМ (г. Москва) [12]. Сплавы имеют хорошие прочностные характеристики, высокие температуры возгорания и плотность менее 2 г/см³. Однако добавка Cd создает экологические риски при выплавке данного сплава, а Sc является очень дорогостоящим легирующим элементом и в настоящее время используется в промышленности лишь в качестве микродобавок в алюминиевых сплавах [13].

Ранее в МИСИС был разработан сплав EWZ43 системы Mg–Nd–Y–Zn–Zr [14], сочетающий хорошие механические свойства с высокими литейными свойствами [15]. Благодаря высокому содержанию Y и Nd данный сплав должен иметь высокое сопротивление возгоранию.

Тольяттинским государственным университетом (ТГУ) совместно с Соликамским опытно-металлургическим заводом (СОМЗ) предложен сплав МЛ-ОПБ, по содержанию иттрия и цинка близкий к сплаву Mg₉₇Y₂Zn₁ и дополнительно легируемый небольшими добавками Се и Yb для повышения температуры возгорания. Сплав Mg₉₇Y₂Zn₁ относится к так называемым сплавам с LPSO (long-period stacking-ordered) фазой, обычно используемым для получения изделий методами пластической деформации, и хорошо изучен [16–18]. При этом в литом состоянии сплавы системы Mg–Y–Zn–Zr могут обладать высокими механическими

свойствами (предел текучести при растяжении 150–180 МПа), но только в случае присутствия в структуре фазы W (MgYZn₂ или Mg₃Zn₃Y₂) помимо LPSO [19–21]. Таким образом, в этой системе также могут быть перспективные литейные сплавы с хорошими литейными свойствами и высокой устойчивостью к возгоранию.

Разработка новых пожаробезопасных сплавов является достаточно актуальной задачей, но, для того чтобы предлагать подобные сплавы, конструкторам необходимо досконально изучить их свойства. В связи с этим целью настоящей работы являлось исследование литейных, механических, коррозионных свойств, а также пожаробезопасности магниевых сплавов EWZ43 и МЛ-ОПБ и их сравнение со свойствами используемых в настоящее время промышленных магниевых сплавов.

Материалы и методики исследования

В качестве шихты использовали готовые сплавы МЛ10 и МЛ-ОПБ (ООО «СОМЗ», г. Соликамск). Для приготовления сплава EWZ43 применяли магний Mg90, цинк Ц0, а также лигатуры Mg–15мас.%Zr (ООО «СОМЗ»), Mg–20мас.%Y и Mg–20мас.%Nd (ООО «Метагран», г. Москва).

Образцы для проведения коррозионных испытаний получали методом бесфлюсовой плавки. Плавку в печи сопротивления РТ 90/13 (ЛАС, Чехия) проводили в стальном тигле в защитной атмосфере смеси аргона с 2 об.% шестифтористой серы (SF₆). Масса выплавляемого сплава составляла 2 кг. После расплавления шихты и доведения температуры до 740–760 °С расплав продували аргоном в течение 3 мин через стальную трубку. Разливку расплава в литейные формы осуществляли при этой же температуре после его 10-минутной выдержки в печи.

Все остальные образцы получали по технологии флюсовой плавки, которую вели в индукционной печи (НПП «РЭЛТЕК», г. Екатеринбург) в стальном тигле. Масса выплавляемого сплава составляла 2–4 кг. Плавку проводили под флюсом на основе карналлита (KCl·MgCl₂). После расплавления шихты температуру расплава доводили до 740 °С и замешивали в него карналлитовый флюс с целью рафинирования от неметаллических включений. Готовый расплав выстаивался в печи 10 мин, затем его разливали в литейные формы при температуре 740 °С. Температура форм составляла 25 ± 2 °С.

Для изучения микроструктуры сплавов, коррозионных испытаний и испытаний на возгорание отливали цилиндрические слитки диаметром 35 мм и высотой 150 мм в стальную изложницу.

Химический состав сплавов МЛ10 и МЛ-ОПБ был взят из паспортов на сплавы, а для сплава EWZ43 его определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрального анализа на установке АРГОН-5СФ (ООО «Спектрософт», г. Троицк). Состав сплавов представлен в табл. 1.

Микроструктуру и фазовый состав сплавов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Vega SBH3» (Tescan, Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа (Oxford, Великобритания).

Фазовый состав сплавов рассчитывали с использованием программы «Thermo-Calc 2016a» (Thermo-Calc Software, Швеция) [22] и термодинамической базы TCMG4 (TCS Mg-based Alloys Database version 4) [23].

Для всех сплавов проводили термообработку (ТО) по режиму Т6, состоящему из отжига ($t = 525^\circ\text{C}$ в течение $\tau = 24$ ч — МЛ-ОПБ; $t = 525^\circ\text{C}$, $\tau = 8$ ч — EWZ43; $t = 530^\circ\text{C}$, $\tau = 10$ ч — МЛ10) с последующей закалкой в воде и старения ($t = 200^\circ\text{C}$, $\tau = 100$ ч — МЛ-ОПБ; $t = 250^\circ\text{C}$, $\tau = 9$ ч — EWZ43; $t = 200^\circ\text{C}$, $\tau = 8$ ч — МЛ10).

Для определения механических свойств сплавов изготавливали прутковые заготовки литьем в форму из графита [24]. Из заготовок вытачивали 6 цилиндрических образцов диаметром 5 мм (тип III, № 7 по ГОСТ 1497-84) для испытаний на растяжение, которые проводились на универсальной испытательной машине 5569 (Instron, США) с бесконтактным видеоэкстензометром типа AVE (Instron, США).

Помимо механических свойств в ТО-состоянии определяли свойства после длительной высокотемпературной выдержки образцов сплавов при $t = 300^\circ\text{C}$ в течение 500 ч. Тигли с образцами выдерживались в нагревательной печи, обеспечивающей как перемешивание воздуха внутри печи, так и подачу новых порций воздуха. Скорость

воздушного потока измерялась с помощью термоанемометра 405i (Testo, Германия) и составляла 0,06–0,2 м/с. Размеры образцов представлены на рис. 1, а. На растяжение были испытаны 3 образца, не подвергавшиеся выдержке (в термообработанном состоянии), и 3 образца после высокотемпературной выдержки.

Образцы для коррозионных испытаний вырезали из слитков с помощью электроэрозионной резки. Коррозионные испытания проводили на кубических образцах с размерами $12 \times 12 \times 12$ мм и площадью поверхности $\sim 9,5 \text{ см}^2$. Скорость коррозии определяли объемным методом, основанным на измерении количества водорода, выделившегося в процессе коррозии. Испытания выполняли в водном растворе 3 мас.% NaCl при комнатной температуре в течение 48 ч. Объем раствора составлял

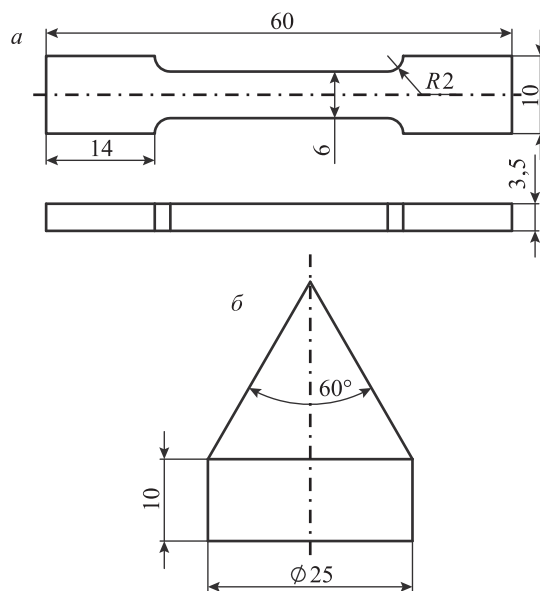


Рис. 1. Образец для испытаний на растяжение после длительной выдержки при повышенной температуре (а) и конусный образец для проведения испытаний на возгорание сплава в факеле газовой горелки (б)

Fig. 1. The tensile test sample after longtime holding at elevated temperature (a) and a conical sample for alloy ignition testing in a gas burner flame (b)

Таблица 1. Состав исследуемых сплавов, мас. %

Table 1. The composition of investigated alloys, wt. %

Сплав	Mg	Y	Nd	Zn	Zr	Ce	Yb
МЛ-ОПБ	Ост.	6,67	—	2,62	0,46	0,35	0,35
EWZ43	Ост.	3,76	4,39	0,63	0,58	—	—
МЛ10	Ост.	—	2,36	0,27	0,51	—	—

500 мл. Перед погружением в раствор поверхность образцов зачищали на наждачной бумаге с зернистостью P320 и обезжиривали этиловым спиртом. Количество выделившегося водорода пересчитывали в потерю массы образца в соответствии с соотношением $1 \text{ мл } \text{H}_2 = 1 \text{ мг Mg}$ [25] и вычисляли скорость коррозии в мм/год по стандартной методике [26].

Электрохимические исследования для сплавов в 3 мас.%-ном водном растворе NaCl осуществляли с использованием потенциостата/гальваностата IPC PRO MF/FRA (НТФ «Вольта», г. С.-Петербург) при комнатной температуре ($25 \pm 2^\circ\text{C}$). Измерения проводили в трехэлектродной ячейке, в которой образец сплава был рабочим электродом с эффективной площадью $1,6 \text{ см}^2$. Платиновый и насыщенный хлорсеребряный (Ag/AgCl) электроды применяли в качестве вспомогательного электрода и электрода сравнения соответственно. Эксперименты по потенциодинамической поляризации выполняли от катодной области при -2300 мВ до анодной при $+(1300 \div 500) \text{ мВ}$ со скоростью развертки 1 мВ/с . Плотность тока коррозии и потенциал коррозии определяли с помощью кривых Тафеля. Используя значения плотности тока коррозии, рассчитывали скорость коррозии сплавов [27]. Электрохимические измерения повторяли 3 раза для каждого сплава.

Исследование жидкотекучести сплавов проводили с помощью спиральной пробы по ГОСТ 16438-70. Формы для заливки спиральной пробы изготавливались из холоднотвердеющей смеси (ХТС). Для изготовления форм по «no-bake»-процессу применяли связующее марки ФК-5 (ТУ 2223-020-66890320-2012) и отвердитель марки ОК-3 (ТУ 2494-006-95197502-2007) — соответственно в количестве 1,2 и 0,5 % от массы наполнителя (оба производства «Интема групп», г. Пушкино). В качестве наполнителя использовали кварцевый песок $2\text{K}_1\text{O}_3\text{O}16$ (ГОСТ 2138-91) (месторождение — Рязанская обл.). Ингибитором горения служила добавка тетрафторбората калия (KBF_4) в количестве 0,5 % от массы наполнителя.

Приготовление смеси осуществляли в смесителе «Mieszarki RN12/VL2» (Multiserw-Morek, Польша). Сначала смешивали песок и ингибитор горения, затем добавляли в смесь отвердитель и, после его равномерного распределения, связующее. После введения каждого из компонентов смесь перемешивали в течение 2 мин.

Перед заливкой литейную форму для определения жидкотекучести выставляли горизонталь-

но с помощью пузырькового уровня. В заливочную чашу устанавливали деревянный стопор, перекрывающий стояк. Заливку расплава в заливочную чашу формы осуществляли при температуре $790\text{—}810^\circ\text{C}$ (на $50\text{—}60^\circ\text{C}$ выше температуры, при которой определяли жидкотекучесть). После заполнения чаши расплавом наблюдали за изменением температуры на термопаре, находящейся в чаше. Как только температура на термопаре достигала температуры заливки, равной 740°C (через $5\text{—}15 \text{ с}$), поднимали стопор. Эксперимент по заливке спиральной пробы повторяли 4 раза. Температуру контролировали с помощью 12-канального термоизмерителя BTM-4208SD (Lutron, Израиль). Использовали хромель-алюмелевые термопары.

Исследование горячеломкости (по ОСТ 1 90020-71) проводили в формах из ХТС. Заливку расплава в формы осуществляли при температуре $780\text{—}800^\circ\text{C}$. За меру горячеломкости принимали максимальную ширину кольца (в мм), на котором была обнаружена трещина, при условии, что на последующих кольцах большей ширины трещины не наблюдались. Ширина заливаемых колец составляла от 5 до 25 мм с шагом 2,5 мм. Для каждой ширины кольца было залито 2—4 пробы. Также горячеломкость сплавов была определена по пробе «Арфа». Проба как отливка имеет массивный стояк с боковыми ветвями разной длины, но с одинаковой площадью поперечного сечения [28]. Конец каждой ветви заканчивался шарообразным утолщением, создающим затрудненную линейную усадку. Проба «Арфа» заливалась в стальной кокиль, имеющий вертикальный разъем. Горячеломкость сплавов оценивали по максимальной длине ветви без трещин. Заливали 4 пробы при температуре литья 740°C .

Для определения влияния материала литейной формы на качество поверхности отливки изготавливали две отливки различной конфигурации. Первая представляла собой бруски толщиной 10, 20 и 30 мм, соединенные общей литниковой системой — ее схема представлена в работе [29]. Второй отливкой являлся цилиндр диаметром 60 мм и высотой 135 мм. Для изготовления формы для заливки цилиндров применяли два типа смесей — с добавкой ингибитора горения и без нее. В качестве ингибитора горения использовали тетрафторборат калия (KBF_4) в количестве 0,5 % от массы наполнителя. Для получения отливки с брусками различной толщины ингибитор горения не требовался. Характер взаимо-

действия сплава с материалом литейной формы и влияние на это взаимодействие ингибиторов оценивали визуально по качеству поверхности получаемых отливок.

Для определения температуры возгорания из слитков вырезали прямоугольные образцы размерами $10 \times 10 \times 5$ мм. Их поверхность зачищали на наждачной бумаге с зернистостью Р400. В каждом образце высверливали отверстие диаметром 1,5 мм глубиной 3–5 мм, в которое устанавливали спай хромель-алюмелевой термопары.

В ходе испытаний образцы из сплавов помещали в стальной тигель. С помощью индукционной печи их нагревали с постоянной скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$. Температуру возгорания сплава определяли по резкому повышению температуры, фиксируемой на кривой нагрева, и визуально — по появлению вспышек на поверхности расплава.

Для проведения испытаний на возгорание сплава в факеле газовой горелки на токарном станке из слитков вытачивали конусные образцы (рис. 1, б). Образец ставили на лист асбеста острием вверх. На расстоянии 1–2 мм от острия конуса устанавливали спай хромель-алюмелевой термопары, закрепленной на штативе, для фиксации температуры пламени в области острия конуса. На острие конуса направлялся факел газовой горелки, и начинался отсчет времени с одновременной фиксации температуры факела, которая составляла $\sim 1300^\circ\text{C}$. В ходе эксперимента визуально фиксировали время до появления очага возгорания.

Методом 3D-печати были изготовлены литейные формы для заливки отливки «Кронштейн». Формы изготавливали по технологии струйной печати (Binder jetting) на 3D-принтере SP 500 (ООО «Аддитивные технологии», г. Санкт-Петербург). Использовали связующее на фурановой основе BindEX+ (ООО «ПромХимТех», г. Ивантеевка). В формах получали отливки из сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10.

В специально подготовленную камеру из огнеупорного кирпича устанавливали газовую горелку, которая давала устойчивый факел пламени в течение длительного времени. Отливку размещали на фиксированном расстоянии от горелки, обеспечивающем ее нахождение в факеле пламени. Температура факела в месте расположения отливки фиксировалась с помощью хромель-алюмелевой термопары и составляла $\sim 1100^\circ\text{C}$. Цель испытания — зафиксировать время до появления хотя бы одного очага возгорания.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2, а–в приведена микроструктура сплава МЛ-ОПБ. В литом состоянии (рис. 2, а) в структуре сплава помимо дендритов первичного твердого раствора магния (Mg) имеется значительное количество эвтектической фазы, которая, по результатам рентгеноспектрального микроанализа (РСМА), имеет состав, ат. %: Mg–3,9Zn–6,2Y–0,42Zr–0,26Ce–0,09Yb. С учетом расчетов в программе «Thermo-Calc» данная фаза является LPSO-фазой (Mg_{12}ZnY или $\text{Mg}_{21}\text{Zn}_2\text{Y}_2$). Встречающиеся в центре зерна включения представляют собой твердый раствор на основе циркония (Zr). Термообработка сплава МЛ-ОПБ приводит к изменению морфологии LPSO-фазы на пластинчатую, а также к образованию богатых цирконием игольчатых частиц в центре зерна (рис. 2, б). Длительное нахождение сплава при высокой температуре обуславливает образование тонких выделений по границам зерен. Из-за их малого размера невозможно определить состав этой фазы, но согласно РСМА выделения этой фазы богаты Y и Zn.

На рис. 2, г–е показана микроструктура сплава EWZ43 в литом и термообработанном состояниях, а также после высокотемпературной выдержки в течение 500 ч. Ранее в [15] был изучен фазовый состав этого сплава и показано, что в литом состоянии в структуре сплава помимо магниевого твердого раствора имеется эвтектическая фаза Mg_3Nd , которая после ТО превращается в фазу $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$. Высокотемпературная выдержка, как и в случае со сплавом МЛ-ОПБ, приводит к образованию тонких выделений по границам зерен. По результатам РСМА выделения обогащены Y и Nd.

На рис. 3, а представлены механические свойства сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 при растяжении в термообработанном состоянии. Данные для сплава EWZ43 взяты из работы [15] для двух температур старения (200 и 250°C). Также для сравнения приведены свойства сплава МЛ10 [30]. Сплав МЛ-ОПБ имеет достаточно близкие значения предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и предела прочности ($\sigma_{\text{в}}$) к полученным для сплава МЛ10, но при этом значительно большее относительное удлинение (δ). Для сплава EWZ43 наблюдаются максимальные значения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\text{в}}$, но при этом минимальное значение δ среди рассматриваемых материалов.

На рис. 3, б представлены механические свойства сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 при растяжении до и после высокотемпературной выдержки. Так как испытания в данном случае проводились на

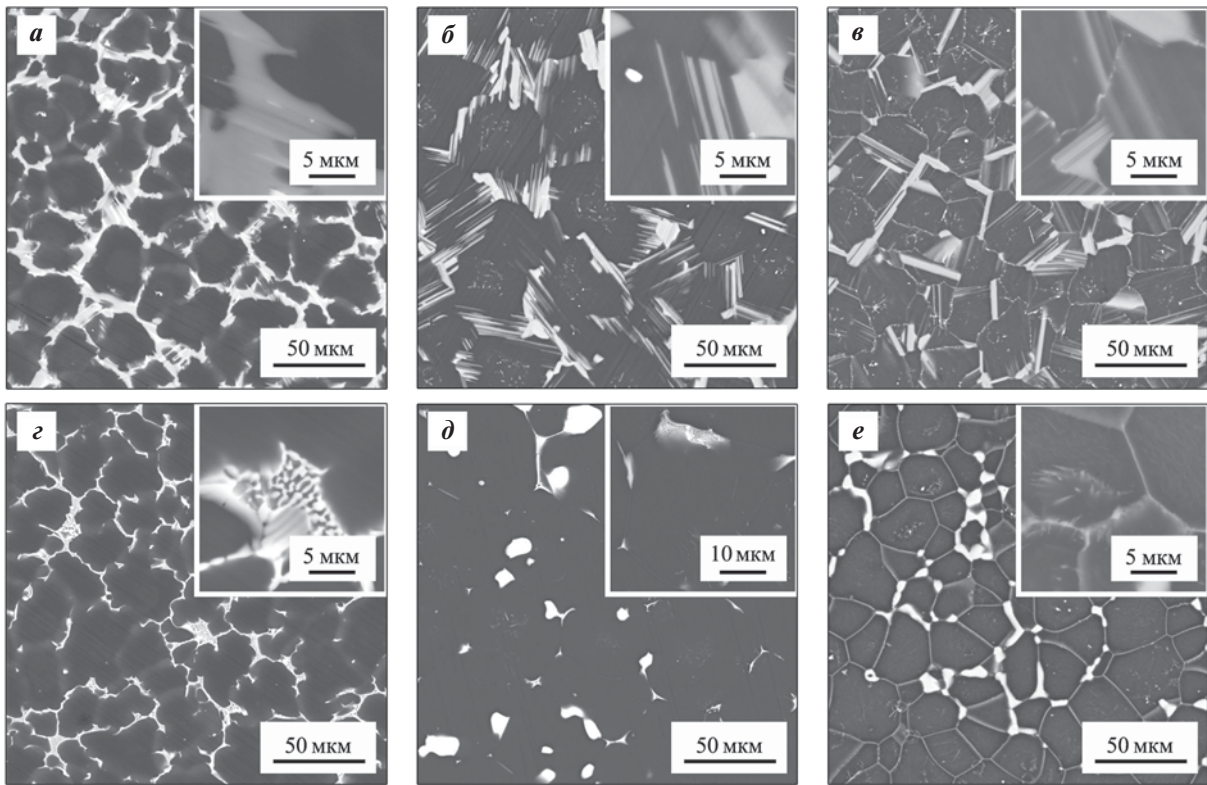


Рис. 2. Микроструктура сплавов МЛ-ОПБ (а–в) и EWZ43 (г–е) в литом (а, г) и термообработанном (б, д) состояниях, а также после длительной высокотемпературной выдержки (в, е)

Fig. 2. Microstructure of ML-OPB alloy (a–b) and EWZ43 (g–e) in as-cast condition (a, g), heat-treated condition (b, d), and after longtime holding at elevated temperature (v, e)

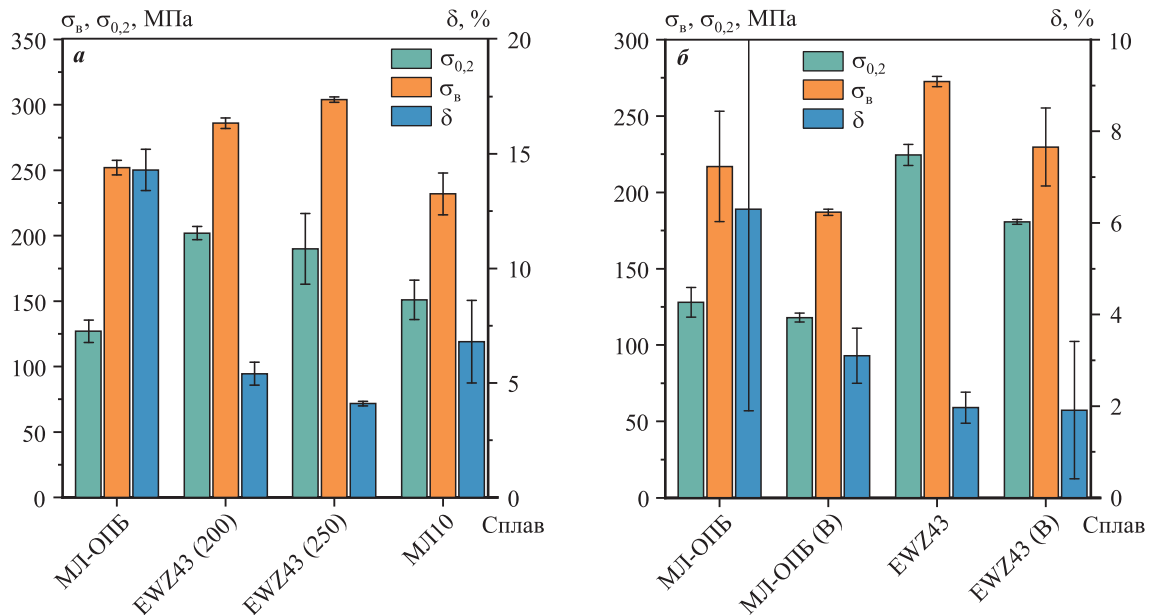


Рис. 3. Механические свойства при растяжении сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10 в термообработанном состоянии (в скобках указана температура старения сплава EWZ43) (а), а также сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 до и после длительной высокотемпературной выдержки (с буквой В) при $t = 300$ °C в течение 500 ч (б)

Fig. 3. Tensile properties of ML-OPB, EWZ43, and ML10 alloys after heat treatment (in parentheses the aging temperature of the EWZ43 alloy is indicated) (a), as well as the tensile properties of ML-OPB and EWZ43 alloys before and after longtime holding at elevated temperature (indicated by the B) at $t = 300$ °C for 500 h (b)

образцах иной конфигурации с малой площадью поперечного сечения (см. рис. 1, *a*), их нельзя сравнивать с результатами испытаний на растяжение, полученными на полноразмерных стандартных образцах (рис. 3, *a*). Можно видеть, что для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 наблюдается значительное снижение $\sigma_{0,2}$ и σ_B после длительной высокотемпературной выдержки. Особенно сильно (на ~50 %) уменьшается δ для сплава МЛ-ОПБ. В то же время δ для сплава EWZ43 остается практически неизменным. Ранее при анализе микроструктуры было указано, что высокотемпературная выдержка приводит к выделению фазовых составляющих по границам зерен, и, по всей видимости, именно эти выделения, а также потеря когерентности решетки между магниевым твердым раствором и упрочняющими частицами, выделившимися при старении, приводят к снижению механических свойств.

По окончании высокотемпературной выдержки был изучен оксидный слой на поверхности образцов сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43. Содержание элементов в нем, по результатам РСМА, представлено в табл. 2. Видно, что при окислении образца из сплава МЛ-ОПБ основным элементом, входящим в состав оксидной пленки, помимо Mg, является Y. Также наблюдается большее, чем в сплаве, содержание Yb в оксидной пленке. Что же касается остальных легирующих элементов сплава МЛ-ОПБ (Zn, Zr и Ce), то их концентрация в оксидной пленке значительно меньше, чем в сплаве.

Для сплава EWZ43 преобладающими элементами, содержание которых в оксидном слое выше, чем в сплаве, являются Y и Nd. Остальные легирующие элементы содержатся в пленке в близком или гораздо меньшем количестве, чем в сплаве.

Таким образом, при окислении сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 защитную роль играют такие элементы, как Y (для обоих сплавов), Nd (для сплава EWZ43) и Yb (для сплава МЛ-ОПБ). Толщина

поверхностного оксидного слоя после длительной высокотемпературной выдержки составила от 10 до 30 мкм для обоих сплавов, что свидетельствует об их высокой жаростойкости при $t = 300^\circ\text{C}$.

На рис. 4, *a* представлено количество выделившегося водорода в ходе коррозионных испытаний сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 в среде 3 мас.%-ного водного раствора NaCl. Следует обратить внимание, что в ходе испытаний интенсивность выделения водорода для сплава МЛ-ОПБ нарастает со временем, а для сплава EWZ43 она практически постоянна. Такая картина не характерна для менее легированных магниевых сплавов. Для сравнения на рис. 4, *a* добавлены результаты аналогичных испытаний для сплава МЛ10 из работы [31]. Видно, что скорость коррозии постепенно снижается, что связано с защитным эффектом формирующегося на поверхности сплава слоя продуктов коррозии.

Типичные поляризационные кривые для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43, полученные в 3 мас.%-ном водном растворе NaCl, приведены на рис. 4, *б*. Определенные по поляризационным кривым средние значения потенциала коррозии, тока коррозии и вычисленные значения скорости коррозии изучаемых сплавов представлены в табл. 3, в которую добавлены также полученные в аналогичных условиях значения этих показателей для сплава МЛ15 [32]. Видно, что потенциал коррозии у сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 практически не различается и он гораздо более отрицательный, чем у сплава МЛ15. При этом плотность тока коррозии ниже у сплава МЛ-ОПБ в сравнении со сплавом EWZ43, а у сплава МЛ15 она максимальна.

По результатам коррозионных испытаний по выделению водорода и электрохимических исследований были вычислены скорости коррозии сплавов (см. табл. 3). Видно, что скорость коррозии, определенная из электрохимических коррозионных испытаний для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43, гораздо ниже, чем установленная в ходе

Таблица 2. Содержание элементов в оксидной пленке образцов сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 после длительной высокотемпературной выдержки по результатам РСМА

Table 2. The elements content at the surface of ML-OPB and EWZ43 alloys samples after longtime holding at elevated temperature obtained by Energy-dispersive X-ray spectroscopy

Сплав	Содержание, ат.% / мас.%								
	Mg	Y	O	C	Nd	Zn	Zr	Ce	Yb
МЛ-ОПБ	65,8/59,3	6,4/21,3	21,0/12,5	5,9/2,6	—	0,18/0,43	0,18/0,59	0,10/0,53	0,39/2,47
EWZ43	58,1/53,1	4,9/16,4	28,9/17,4	5,9/2,7	1,7/9,4	0,05/0,13	0,16/0,54	—	—

Таблица 3. Результаты электрохимических коррозионных испытаний и коррозионных испытаний по выделению водорода для сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43, МЛ10 и МЛ5

Table 3. Results of electrochemical corrosion tests and hydrogen evolution corrosion tests for ML-OPB, EWZ43, ML10 and AZ91 alloys

Образец	Электрохимические коррозионные испытания			Коррозионные испытания по выделению водорода
	Потенциал коррозии, В	Плотность тока коррозии, мкА/см ²	Скорость коррозии, мм/год	Скорость коррозии, мм/год
МЛ-ОПБ	$-1,53 \pm 0,03$	$74,4 \pm 6,9$	$1,69 \pm 0,16$	$6,93 \pm 0,39$
EWZ43	$-1,56 \pm 0,03$	$94,2 \pm 26,5$	$2,12 \pm 0,60$	$6,27 \pm 1,05$
МЛ10 [31]	—	—	—	$0,95 \pm 0,14$
МЛ5 [32]	$-1,42 \pm 0,02$	$115,4 \pm 20,8$	$2,47 \pm 0,45$	$2,10 \pm 0,08$

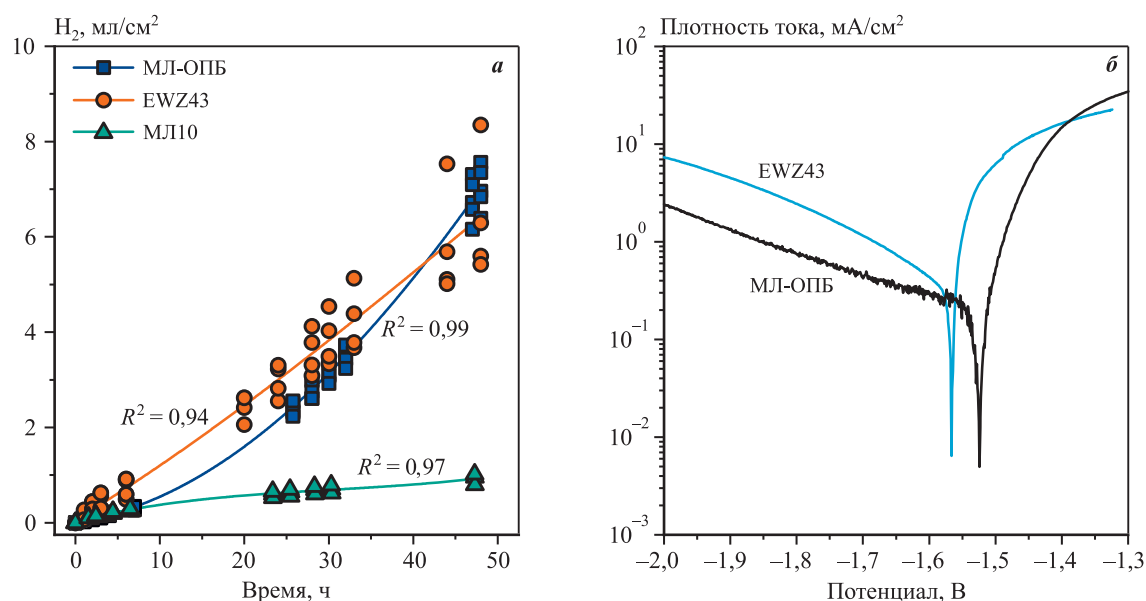


Рис. 4. Количество выделившегося водорода в ходе коррозионных испытаний сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10 в среде 3 мас. %-ного водного раствора NaCl (а) и поляризационные кривые для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 в среде 3 мас. %-ного водного раствора NaCl (б)

Fig. 4. The amount of hydrogen released during corrosion testing of ML-OPB, EWZ43, and ML10 alloys in a 3 wt.% NaCl aqueous solution (a) and polarization curves for ML-OPB and EWZ43 alloys in a 3 wt.% NaCl aqueous solution (b)

длительных испытаний (по выделению водорода). Да и в целом скорость коррозии для изучаемых сплавов, вычисленная в ходе испытаний по выделению водорода, в 3—4 раза выше, чем для наиболее распространенных промышленно применяемых магниевых сплавов (МЛ5 и МЛ10).

Обычно скорость коррозии, определенная по поляризационным кривым, равна или ниже, чем скорость коррозии, установленная путем длительных испытаний по выделению водорода, — в частности, такую картину можно наблюдать для сплава МЛ5 (табл. 3). Это обусловлено тем, что в

процессе коррозии образующиеся продукты коррозии закрывают поверхность образца и тем самым препятствуют его контакту с коррозионной средой. Возможная причина того, что по мере протекания процесса коррозии скорость коррозии сплава МЛ-ОПБ нарастает, связана с особенностями микроструктуры исследуемого сплава (см. рис. 2, б). Так, фаза LPSO, являющаяся катодом по отношению к магниевому твердому раствору, находится в структуре в виде грубых пластин. В ходе процесса коррозии магниевый твердый раствор растворяется и площадь поверхности катодной

фазы увеличивается [33], что приводит к нарастающей скорости коррозии.

На рис. 5 представлены значения жидкотекучести по спиральной пробе, горячеломкости по кольцевой пробе и пробе «Арфа» сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 при температуре заливки 740 °С. Видно, что величина жидкотекучести сплава EWZ43 совпадает с полученной для сплава МЛ5 (была определена в аналогичных условиях [32]), а сплав МЛ-ОПБ превосходит по жидкотекучести эти сплавы (рис. 5, а). По всей видимости, максимальная для рассматриваемых сплавов жидкотекучесть сплава МЛ-ОПБ связана с большим количеством эвтектики в его структуре, а также с достаточно узким интервалом кристаллизации сплавов с LPSO-фазой [21].

На рис. 5, б приведены результаты определения горячеломкости сплавов с использованием кольцевой пробы. Для ряда сплавов доверительные интервалы отсутствуют, так как наблюдалась высокая воспроизводимость результатов и для каждой ширины кольца все три заливки дали одинаковый результат. Для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 число горячеломкости, показывающее максимальную ширину кольца, при которой появляется трещина, оказалось равно 15 и 17,5 мм соответственно. В то же время согласно ОСТ 1 90020-71 число горячеломкости для промышленного сплава МЛ5 составляет 30 мм. То есть сопротивление образованию горячих трещин у исследуемых сплавов значительно выше, чем у сплава МЛ5. Скорее всего, это связано с тем, что у сплава МЛ5 имеется достаточно широкий интервал кристаллизации, а у

МЛ-ОПБ и EWZ43 он достаточно узкий, и также в их структуре больше эвтектики. Для относительно узкоинтервального сплава МЛ10 число горячеломкости, по данным ОСТ 1 90020-71, составляет 15–20 мм, т.е. сравнимо с исследуемыми сплавами. Также низкой горячеломкости сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 способствует мелкое зерно, которое обеспечивается наличием циркония в сплаве [34].

На рис. 5, в представлены значения горячеломкости для сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10, определенные с помощью пробы «Арфа». Для сплава МЛ-ОПБ наблюдалось полное отсутствие трещин, что говорит о минимальной горячеломкости. Максимальная длина ветви без трещин для сплава МЛ5 составила 50 мм [32], что подтверждает выводы о том, что склонность к образованию горячих трещин у сплава МЛ-ОПБ гораздо ниже, чем у наиболее распространенного литейного магниевого сплава МЛ5. Сплав EWZ43 занимает промежуточное положение между указанными сплавами.

Были залиты отливки с брусками различной толщины из сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 в формы из ХТС. Содержание элементов в оксидной пленке брусков, определенное с помощью РСМА, показано на рис. 6. В оксидной пленке во всех случаях в основном содержатся С, О, Mg и Y. Содержание С на рис. 6 не приведено и может быть вычислено как разность между 100 % и указанными на графиках содержаниями остальных элементов. В системе MgO–Y₂O₃ тройных фаз не образуется [35], поэтому можно предположить, что структура пленки состоит из смеси фаз MgO и Y₂O₃. Соотношение Mg и

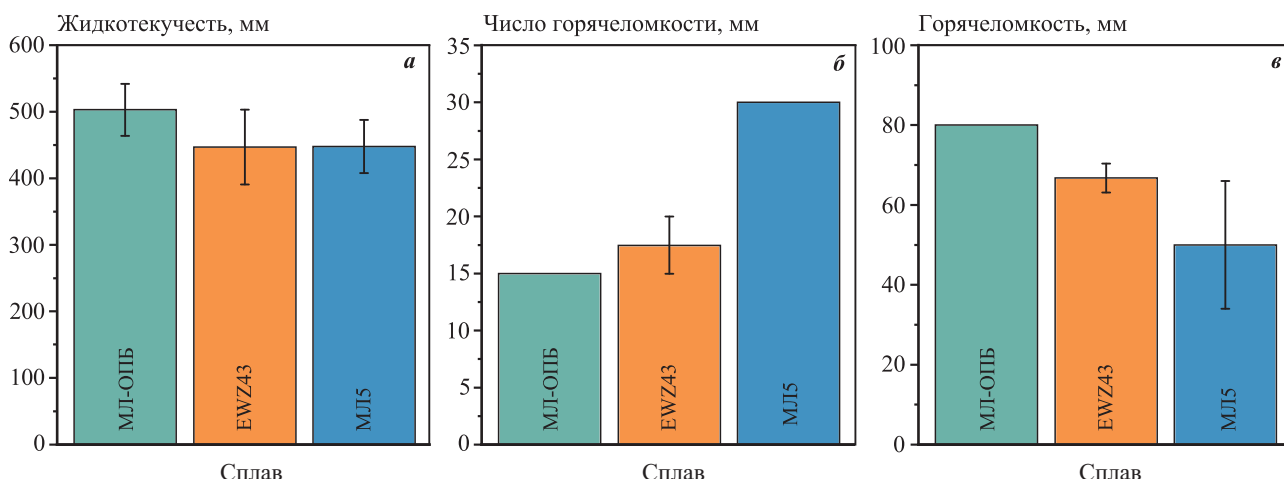


Рис. 5. Жидкотекучесть (а), число горячеломкости по кольцевой пробе (б) и горячеломкость по пробе «Арфа» (в) для сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ5

Fig. 5. Fluidity (а), hot tearing criterion obtained by the ring probe (б) and hot tearing criterion obtained by the «Dog-bone» test (в) for ML-OPB, EWZ43 and AZ91 alloys

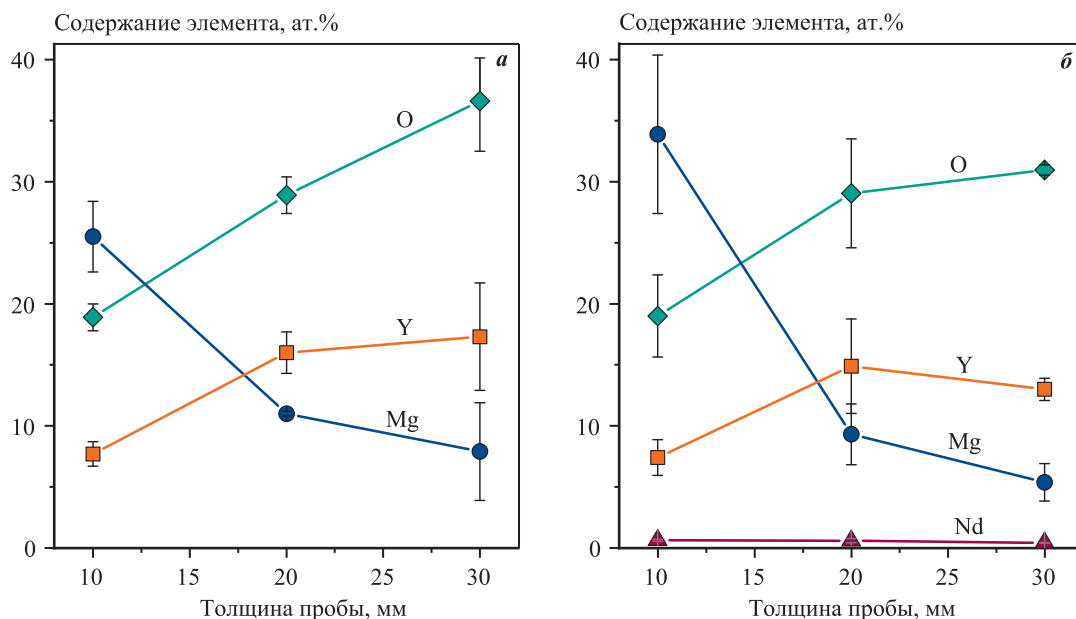


Рис. 6. Содержание элементов в оксидной плене брусков различной толщины для сплавов МЛ-ОПБ (а) и EWZ43 (б)

Fig. 6. The elements content in the oxide layer of ML-OPB (a) and EWZ43 (b) alloys bars with different thicknesses

Y в плене зависит от толщины бруска. Так, для образца толщиной 10 мм содержание магния в плене больше, чем содержание иттрия, а в брусках толщиной 20 и 30 мм наблюдается обратная картина и доля иттрия в 1,5–2,0 раза выше, чем доля магния. Установить количественное соотношение долей фаз невозможно, так как толщина пленки мала и материал отливки влияет на результат анализа. То есть более высокое содержание магния в бруске толщиной 10 мм связано с тем, что на нем оксидная пленка более тонкая. Состав оксидной пленки для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 достаточно близок. Единственное отличие состоит в наличии небольшого количества (менее 1 ат.%) Nd в плене сплава EWZ43. Остальные легирующие элементы (Zn, Zr, Ce и Yb) практически отсутствуют в оксидной плене и не оказывают влияния на характер взаимодействия сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 с ХТС.

На поверхности цилиндрических слитков диаметром 60 мм, после заливки в формы без применения ингибитора горения в составе смеси, отмечаются отдельные очаги взаимодействия металла с формой, что выражается в появлении дефектов в виде раковин. В случае использования KBF_4 в качестве ингибитора на поверхности цилиндрических слитков практически отсутствовали очаги возгорания. Такая картина наблюдалась для обоих исследуемых сплавов.

Определяли температуру возгорания для сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43, а также МЛ10. На рис. 7, а

представлена типичная кривая нагрева образца из сплава МЛ-ОПБ на воздухе. Можно видеть, что во время нагрева при температуре 1077 °С происходит резкое повышение температуры, связанное с дополнительным выделением тепла из-за горения образца. Необходимо отметить, что не во всех случаях по показаниям термопары удавалось фиксировать температуру возгорания, поэтому одновременно отслеживали возгорание визуально.

На рис. 7, б приведены температуры возгорания сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10. Можно видеть, что минимальная температура возгорания 878 ± 73 °С наблюдается для сплава МЛ10. У сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 она выше — 1022 ± 36 °С и 1054 ± 33 °С соответственно. Таким образом, наличие Y в сплавах МЛ-ОПБ и EWZ43 значительно повышает их температуру возгорания. При этом максимальную температуру возгорания имеет сплав EWZ43, в котором содержание Y ниже, чем в сплаве МЛ-ОПБ. По всей видимости, более высокая температура возгорания сплава EWZ43 связана с наличием в нем Nd. То есть Nd, как и Ce [5, 8], способствует формированию сплошной оксидной пленки при меньших содержаниях Y.

На рис. 8, а представлена фотография конусного образца из сплава МЛ-ОПБ в пламени газовой горелки через 6 мин от начала эксперимента. Видно, что образец несколько изменил свою форму из-за оплавления, но очагов возгорания не наблюдается. По прошествии 6 мин было осуществ-

влено касание конусного образца горелкой, после чего он моментально потерял форму и растекся по поверхности (рис. 8, б). Это свидетельствует о том, что образец был преимущественно жидким

и его форма сохранялась лишь из-за наличия достаточно прочной оксидной пленки. Аналогичное поведение наблюдалось и для образца из сплава EWZ43, у которого также, даже после полного

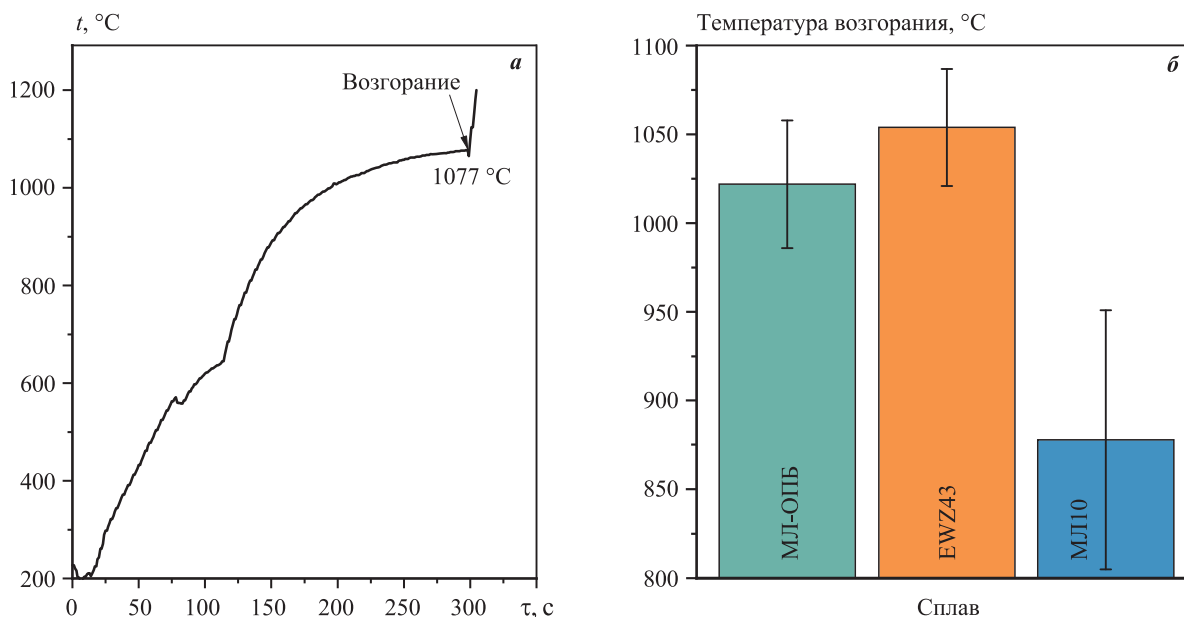


Рис. 7. Кривая нагрева образца из сплава МЛ-ОПБ на воздухе (а) и температуры возгорания образцов из сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10 (б)

Fig. 7. The heating curve for ML-OPB alloy sample in air (а) and ignition temperature of ML-OPB, EWZ43, and ML10 alloys samples (б)

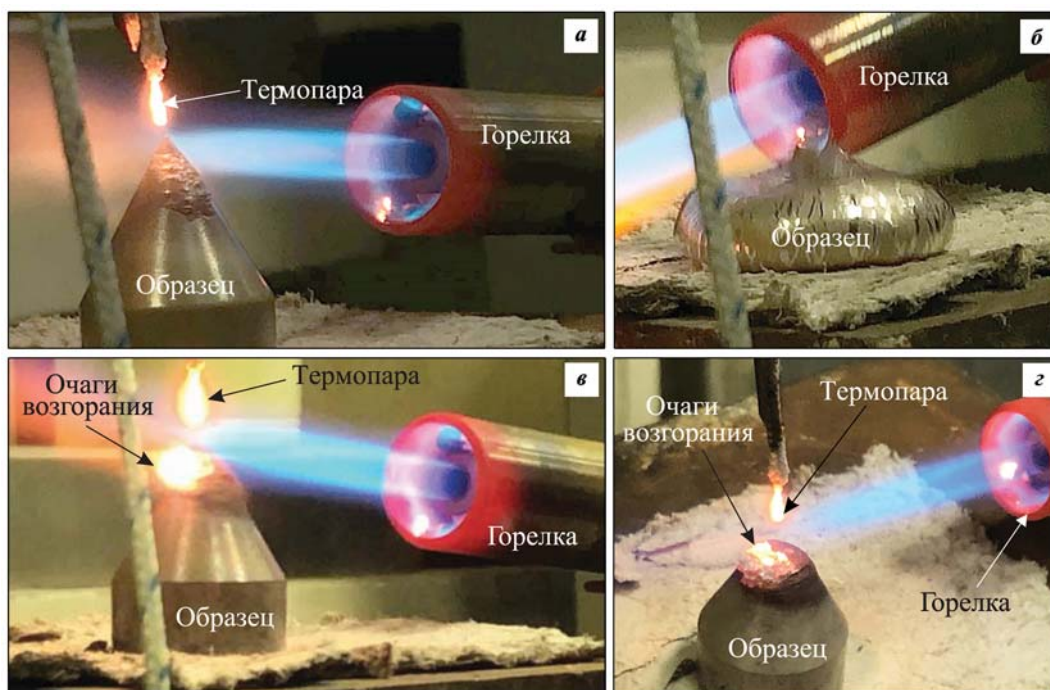


Рис. 8. Фотографии конусных образцов из сплавов МЛ-ОПБ (а, б) и МЛ10 (в, г) во время испытаний на возгорание в факеле газовой горелки

Fig. 8. The photographs of conical specimens made of ML-OPB (а, б) and ML10 (в, г) alloys during flammability tests in a gas burner flame

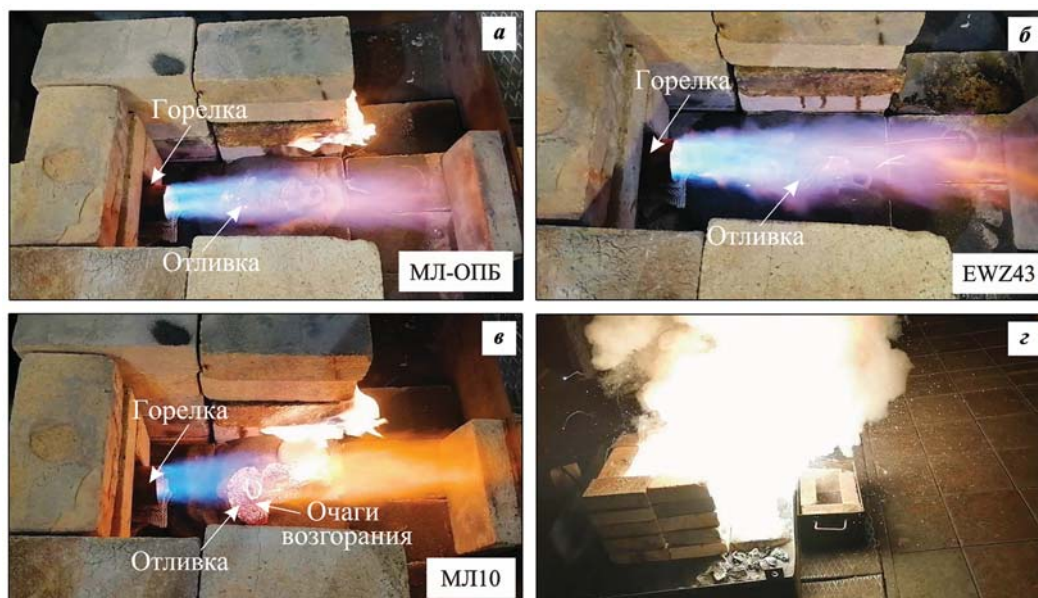


Рис. 9. Фотографии отливок из сплавов МЛ-ОПБ (а), EWZ43 (б) и МЛ10 (в) по прошествии 120 с испытаний на возгорание в пламени горелки, имитирующем открытый пожар на летательном аппарате, и горение отливки из сплава МЛ10 по окончании эксперимента (г)

Fig. 9. The photographs of ML-OPB (a), EWZ43 (b) and ML10 (c) alloys castings after 120 s of flammability tests in a gas burner flame simulating an open fire on an aircraft, and combustion of a ML10 alloy casting at the end of the flammability experiment (d)

его расплавления, не удалось обнаружить возгорания. Что же касается сплава МЛ10, то для него среднее время возгорания оказалось равным 240 ± 63 с. Очаги возгорания на конусном образце из сплава МЛ10 можно видеть на рис. 8, в и г. Таким образом, можно утверждать, что стойкость к возгоранию сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 очень высокая и в значительной степени превышает такую для сплава МЛ10.

На рис. 9 представлены фотографии отливок из сплавов МЛ-ОПБ, EWZ43 и МЛ10 по прошествии 120 с с начала испытаний на возгорание в пламени горелки, имитирующем открытый пожар на летательном аппарате. Для сплава МЛ10 (рис. 9, в) первые очаги возгорания были замечены через 70 с после помещения отливки в факел горелки. А уже на 120-й секунде можно наблюдать множественные очаги возгорания. После отключения пламени горелки и контакта отливки с атмосферой произошла яркая вспышка, и отливка из сплава МЛ10 полностью сгорела (рис. 9, г). У сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 (рис. 9, а и б) очаги возгорания не появились даже после полного расплавления отливки и растекания расплава. Можно видеть, что плены, образовавшиеся на отливках из сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43, довольно прочные и частично сохраняют форму отливки, образуя как бы чехол, из которого

вытек сплав. При этом плены продолжают нагреваться факелом горелки до высокой температуры и начинают светиться. После отключения пламени сплавы МЛ-ОПБ и EWZ43 не горели, в отличие от сплава МЛ10. Данные испытания подтверждают, что стойкость к возгоранию сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 значительно выше, чем сплава МЛ10.

Выводы

1. Микроструктура сплава МЛ-ОПБ в литом состоянии состоит из магниевого твердого раствора и LPSO-фазы. В результате термической обработки морфология LPSO-фазы изменяется на пластинчатую. Выдержка образцов из сплава МЛ-ОПБ при температуре 300 °С в течение 500 ч приводит к формированию выделений по границам зерен. Микроструктура сплава EWZ43 состоит из магниевого твердого раствора и фазы Mg_3Nd , которая при термообработке превращается в фазу $Mg_{41}Nd_5$, и ее количество значительно снижается. Длительная выдержка сплава также обуславливает формирование выделений по границам зерен.

2. Сплав EWZ43 значительно превосходит по прочностным свойствам сплавы МЛ-ОПБ и МЛ10, но имеет небольшие значения относительного удлинения (около 5 % в состоянии Т6). Прочностные

свойства МЛ-ОПБ и МЛ10 близки, но у МЛ-ОПБ более высокое относительное удлинение. Было обнаружено, что после длительной выдержки при повышенной температуре (500 ч при 300 °С) прочностные характеристики сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 снизились, особенно относительное удлинение для сплава МЛ-ОПБ (двукратно). Причиной снижения свойств, по всей видимости, является выделение фаз по границам зерен.

3. Длительная высокотемпературная выдержка сплавов привела к формированию на поверхности образцов из сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 оксидной пленки, богатой Y. Также защитную роль могут играть оксиды Yb и Nd в сплавах МЛ-ОПБ и EWZ43 соответственно.

4. Скорость коррозии сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 в 3 мас. %-ном растворе NaCl, определенная по количеству выделившегося водорода, составила 6,9 и 6,3 мм/год соответственно, что гораздо выше, чем у наиболее распространенных магниевых сплавов МЛ5 и МЛ10 (2,1 и 0,9 мм/год соответственно). Таким образом, изделия из сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 требуют дополнительной защиты от коррозии.

5. Жидкотекучесть сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 оказалась не ниже, чем у промышленных магниевых сплавов. Горячеломкость сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 сравнима с горячеломкостью узкоинтервального сплава МЛ10 и ниже, чем у широкоинтервального сплава МЛ5. Указанные литейные свойства для сплава МЛ-ОПБ были немного выше, чем для сплава EWZ43.

6. Исследование взаимодействия сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 с ХТС показало, что для отливок с толщиной стенки не более 30 мм нет необходимости использовать ингибитор горения. Причина высокой стойкости оксидной пленки заключается в формировании оксида иттрия в поверхностных слоях оксидной пленки отливки. В то же время при получении отливок с толщиной стенки 60 мм и более может потребоваться ингибитор горения (например, KBF₄).

7. Температура возгорания для сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 составила 1022 и 1054 °С соответственно, что значительно выше, чем у сплава МЛ10 (878 °С). Испытание сплавов в пламени газовой горелки на конусных образцах показало, что сплавы МЛ-ОПБ и EWZ43 практически не горят, а сплав МЛ10 возгорается по прошествии некоторого времени, еще до полного расплавления образца. В ходе испытаний типовых авиационных отливок типа «Кронштейн», отлитых из тестовых сплавов, в открытом пламени газовой горелки, имитирующем пожар на

борту воздушного судна, установлено, что отливки из сплавов МЛ-ОПБ и EWZ43 не горят до полного расплавления, а отливки из сплава МЛ10 возгораются при температурах, близких к температуре плавления.

Список литературы/References

1. Czerwinski F. Overcoming barriers of magnesium ignition and flammability. *Advanced Materials and Processes*. 2014; 172: 28–31.
2. Marker T.R. Development of a laboratory-scale flammability test for magnesium alloys used in aircraft seat construction. Scientific report No. DOT/FAA/TC-13/52. Springfield: National Technical Information Services (NTIS), 2014.
3. Tekumalla S., Gupta M. An insight into ignition factors and mechanisms of magnesium based materials: A review. *Materials and Design*. 2017; 113: 84–98.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.103>
4. Tan Q., Atrains A., Mo N., Zhang M.X. Oxidation of magnesium alloys at elevated temperatures in air: A review. *Corrosion Science*. 2016; 112: 734–759.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.06.018>
5. Fan J.F., Yang Ch.L., Han G., Fang S., Yang W.D., Xu B.S. Oxidation behavior of ignition-proof magnesium alloys with rare earth addition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011; 509 (5): 2137–2142.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.10.168>
6. Aydin D.S., Bayindir Z., Hoseini M., Pekguleryuz M.O. The high temperature oxidation and ignition behavior of Mg–Nd alloys. Part I: The oxidation of dilute alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013; 569: 35–44.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.130>
7. Zhao S., Zhou H., Zhou T., Zhang Z., Lin P., Ren L. The oxidation resistance and ignition temperature of AZ31 magnesium alloy with additions of La₂O₃ and La. *Corrosion Science*. 2013; 67: 75–81.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.10.007>
8. Fan J.F., Cheng S.L., Xie H., Hao W.X., Wang M., Yang G.C., Zhou Y.H. Surface oxidation behavior of Mg–Y–Ce alloys at high temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005; 36 (1): 235–239.
<https://doi.org/10.1007/s11661-005-0155-7>
9. Cheng C., Lan Q., Wang A., Le Q., Yang F., Li X. Effect of Ca additions on ignition temperature and multi-stage oxidation behavior of AZ80. *Metals*. 2018; 8: 766.
<https://doi.org/10.3390/met8100766>
10. Inoue S.I., Yamasaki M., Kawamura Y. Formation of an incombustible oxide film on a molten Mg–Al–Ca alloy. *Corrosion Science*. 2017; 122: 118–122.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.01.026>

11. Kim Y.H., Kim W.J. Flame-resistant Ca-containing AZ31 magnesium alloy sheets with good mechanical properties fabricated by a combination of strip casting and high-ratio differential speed rolling methods. *Metals and Materials International*. 2015; 21: 374–381.
<https://doi.org/10.1007/s12540-015-4338-5>
12. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Ростовцева А.С. Особенности влияния качественного и количественного соотношения редкоземельных элементов в новом пожаробезопасном литейном магниевом сплаве. *Металлы*. 2021; (6): 34–38.
Duyunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V., Rostovtseva A.S. Effect of qualitative and quantitative ratios of rare-earth elements in a new fireproof cast magnesium alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021; 2021 (11): 1409–1412.
<https://doi.org/10.1134/S0036029521110033>
13. Konstantinov I.L., Baranov V.N., Sidelnikov S.B., Kulikov B.P., Bezrukikh A.I., Frolov V.F., Orelkina T.A., Voroshilov D.S., Yuryev P.O., Belokonova I.N. Investigation of the structure and properties of cold-rolled strips from experimental alloy 1580 with a reduced scandium content. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020; 109: 443–450.
<https://doi.org/10.1007/s00170-020-05681-4>
14. Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Белов В.Д., Матвеев С.В. Литейный магниевый сплав: Пат. 2687359 (РФ). 2018.
15. Kolytgin A.V., Bazhenov V.E., Khasenova R.S., Komissarov A.A., Bazlov A.I., Bautin V.A. Effects of small additions of Zn on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of WE43B Mg alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2019; 26 (7): 858–868.
<https://doi.org/10.1007/s12613-019-1801-1>
16. Zhu Y.M., Morton A.J., Nie J.F. The 18R and 14H long-period stacking ordered structures in Mg–Y–Zn alloys. *Acta Materialia*. 2010; 58 (8): 2936–2947.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.01.022>
17. Xu D., Han E.H., Xu Y. Effect of long-period stacking ordered phase on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of Mg alloys: A review. *Progress in Natural Science: Materials International*. 2016; 26 (2): 117–128.
<https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2016.03.006>
18. Luo S.Q., Tang A.T., Pan F.S., Song K., Wang W.Q. Effect of mole ratio of Y to Zn on phase constituent of Mg–Zn–Zr–Y alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011; 21 (4): 795–800.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60783-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60783-8)
19. Xu D.K., Tang W.N., Liu L., Xu Y.B., Han E.H. Effect of W-phase on the mechanical properties of as-cast Mg–Zn–Y–Zr alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008; 461 (1–2): 248–252.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.096>
20. Xu D.K., Tang W.N., Liu L., Xu Y.B., Han E.H. Effect of Y concentration on the microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–Zn–Y–Zr alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2007; 432 (1–2): 129–134.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.05.123>
21. Bazhenov V.E., Saidov S.S., Tselovalnik Yu.V., Voropaeva O.O., Plisetskaya I.V., Tokar A.A., Bazlov A.I., Bautin V.A., Komissarov A.A., Kolytgin A.V., Belov V.D. Comparison of castability, mechanical, and corrosion properties of Mg–Zn–Y–Zr alloys containing LPSO and W phases. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2021; 31 (5): 1276–1290.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(21\)65577-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65577-2)
22. Andersson J.O., Helander T., Hügglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA, computational tools for materials science. *CALPHAD*. 2002; 26 (2): 273–312.
[https://doi.org/10.1016/S0364-5916\(02\)00037-8](https://doi.org/10.1016/S0364-5916(02)00037-8)
23. Thermo-Calc software TCMG4: TCS Mg-based alloys database version 4 (accessed: 01.03.2022).
24. Bazhenov V.E., Kolytgin A.V., Sung M.C., Park S.H., Tselovalnik Y.V., Stepashkin A.A., Rizhsky A.A., Belov M.V., Belov V.D., Malyutin K.V. Development of Mg–Zn–Y–Zr casting magnesium alloy with high thermal conductivity. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2021; 9 (5): 1567–1577.
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.11.020>
25. Kirkland N.T., Birbilis N., Staiger M.P. Assessing the corrosion of biodegradable magnesium implants: a critical review of current methodologies and their limitations. *Acta Biomaterialia*. 2012; 8 (3): 925–936.
<https://doi.org/10.1016/j.actbio.2011.11.014>
26. ASTM Standard G1-03. Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens. West Conshohocken: ASTM International, 2011.
27. ASTM Standard G102-89, Standard practice for calculation of corrosion rates and related information from electrochemical measurements. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
28. Баженов В.Е., Пикунов М.В., Сафронова А.А., Целовальник Ю.В. Исследование горячеломкости сплавов системы Al–Zn. *Металлы*. 2017; (5): 37–44.
Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Safronova A.A., Tselovalnik Yu.V. Hot-tearing susceptibility of Al–Zn alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017; 2017: 711–717.
<https://doi.org/10.1134/S0036029517090026>
29. Баженов В.Е., Колтыгин А.В., Титов А.Ю., Белов В.Д., Павлинич С.П. Влияние ингибиторов го-

- рения на прочность форм из ХТС и состав оксидной пленки на поверхности отливок из сплава МЛ19. *Литейное производство*. 2019; (5): 8–14.
- Bazhenov V.E., Koltygin A.V., Titov A.Yu., Belov V.D., Pavlinich S.P. Influence of ignition inhibitors on the strength of resin bonded sand molds and the composition of the oxide film on the surface of ML19 alloy castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 2019; (5): 8–14 (In Russ.).
30. Колтыгин А.В., Баженов В.Е. Структура и свойства магниевых сплавов МЛ10 (NZ30K), используемого в качестве шихты для производства отливок. *Цветные металлы*. 2017; (7): 68–72.
<https://doi.org/10.17580/tsm.2017.07.11>
- Koltygin A.V., Bazhenov V.E. Structure and properties of ML10 (NZ30K) magnesium alloy, used as a raw material for the castings production. *Tsvetnye metally*. 2017; (7): 68–72. (In Russ.).
31. Баженов В.Е., Санников А.В., Саидов С.С., Рижский А.А., Колтыгин А.В., Белов В.Д., Юдин В.А. Влияние содержания легирующих элементов и скорости охлаждения на коррозионную стойкость сплава МЛ10. *Литейное производство*. 2020; (12): 13–18.
- Bazhenov V.E., Sannikov A.V., Saidov S.S., Rizhskii A.A., Koltygin A.V., Belov V.D., Yudin V.A. Influence of the alloying elements content and cooling rate on the corrosion resistance of the ML10 alloy. *Liteinoe proizvodstvo*. 2020; (12): 13–18. (In Russ.).
32. Bazhenov V.E., Koltygin A.V., Sung M.C., Park S.H., Titov A.Yu., Bautin V.A., Matveev S.V., Belov M.V., Belov V.D., Malyutin K.V. Design of Mg–Zn–Si–Ca casting magnesium alloy with high thermal conductivity. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020; 8 (1): 184–191.
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.11.008>
33. Li C.Q., Xu D.K., Zeng Z.R., Wang B.J., Sheng L.Y., Chen X.B., Han E.H. Effect of volume fraction of LPSO phases on corrosion and mechanical properties of Mg–Zn–Y alloys. *Materials and Design*. 2017; 121: 430–441.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.078>
34. StJohn D.H., Qian M., Easton M.A., Cao P., Hildebrand Z. Grain refinement of magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005; 36: 1669–1679.
<https://doi.org/10.1007/s11661-005-0030-6>
35. Jiang D.T., Mukherjee A.K. Spark plasma sintering of an infrared-transparent Y_2O_3 –MgO nanocomposite. *Journal of the American Ceramic Society*. 2010; 93 (3): 769–773.
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03444.x>

Информация об авторах

Вячеслав Евгеньевич Баженов — к.т.н., доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ) Национального исследовательского технологического университета «МИСИС» (НИТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0000-0003-3214-1935>

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Иван Ильич Баранов — учебный мастер кафедры ЛТиХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-0465-7865>

E-mail: baranov.wania@yandex.ru

Анастасия Андреевна Лыскович — исследователь-лаборант кафедры ЛТиХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-8490-4829>

E-mail: nastya719ls999@gmail.com

Андрей Вадимович Колтыгин — к.т.н., доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-8376-0480>

E-mail: misistlp@mail.ru

Андрей Владимирович Санников — к.т.н., доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-0517-7732>

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Карен Абовович Кярамян — начальник отдела филиала АО «ОДК» «НИИД».

E-mail: k.kyaramyan@uecrus.com

Information about the authors

Vyacheslav E. Bazhenov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof., Department of Foundry Technologies and Material Art Working (FT&MAW), National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS).

<https://orcid.org/0000-0003-3214-1935>

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Ivan I. Baranov — Educat. Master, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-0465-7865>

E-mail: baranov.wania@yandex.ru

Anastasiya A. Lyskovich — Lab. Assistant, Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-8490-4829>

E-mail: nastya719ls999@gmail.com

Andrei V. Koltygin — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof., Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-8376-0480>

E-mail: misistlp@mail.ru

Andrei V. Sannikov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof., Department of FT&MAW, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-0517-7732>

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Karen A. Kyaramyan — Head of Department of the Branch of Joint Stock Company “United Engine Corporation” “Research Institute of Technology and Organization of Engine Production” (JSC “UEC” “NIID”).

E-mail: k.kyaramyan@uecrus.com

Владимир Дмитриевич Белов — д.т.н., заведующий кафедрой ЛТиХОМ, НИТУ МИСИС.
<https://orcid.org/0000-0003-3607-8144>
E-mail: vdbelov@mail.ru

Сергей Петрович Павлинич — д.т.н., директор филиала АО «ОДК» «НИИД».
E-mail: Pavlinich@uecrus.com

Vladimir D. Belov — Dr. Sci. (Eng.), Head of Department of FT&MAW, NUST MISIS.
<https://orcid.org/0000-0003-3607-8144>
E-mail: vdbelov@mail.ru

Sergei P. Pavlinich — Dr. Sci. (Eng.), Director of the Branch of JSC “UEC” “NIID”.
E-mail: Pavlinich@uecrus.com

Вклад авторов

В.Е. Баженов — формирование основной концепции, обработка результатов исследований, написание текста статьи.

И.И. Баранов — проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А.А. Лыскович — проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А.В. Колтыгин — научное руководство, редактирование текста статьи.

А.В. Санников — проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

К.А. Карамян — формулировка цели и задачи исследования, обеспечение ресурсами.

В.Д. Белов — общее руководство, редактирование текста статьи.

С.П. Павлинич — общее руководство, редактирование текста статьи.

Contribution of the authors

V.E. Bazhenov — conceptualization, analysis of the experimental results, writing of the manuscript.

I.I. Baranov — realization of experiment, analysis of the experimental results.

A.A. Lyskovich — realization of experiment, analysis of the experimental results.

A.V. Koltygin — scientific guidance, review and editing of the manuscript.

A.V. Sannikov — realization of experiment, analysis of the experimental results.

K.A. Kyaramyan — formulation of the aims and objectives of the study, provision of resources.

V.D. Belov — supervision, review and editing of the manuscript.

S.P. Pavlinich — supervision, review and editing of the manuscript.

Статья поступила в редакцию 18.05.2022, доработана 22.08.2022, подписана в печать 24.08.2022

The article was submitted 18.05.2022, revised 22.08.2022, accepted for publication 24.08.2022