

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACS numbers: 61.72.Cc, 61.72.Nh, 61.72.J-, 62.50.Ef, 81.40.-z

Кинетика распада и термическая стабилизация литого сплава системы Mg–Al–Ca–Mn–Ti

И. Н. Максимчук, В. Г. Ткаченко, А. С. Вовчок, Н. П. Медалович,
Е. С. Макаренко

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03142 Киев-142, Украина*

Для повышения термической стабильности нового экспериментального литого сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti исследована кинетика распада его твёрдого раствора (в исходном литом и пересыщенном состояниях) с активационным анализом закалённых состояний в интервале температур 293–673 К. В этом случае кинетика распада многокомпонентного сплава подчиняется закону Коттрелла–Билби, а процесс термической стабилизации контролируется активацией дислокационных механизмов Коттрелла–Билби и Авраами–Харпера, которые связывают дальнюю диффузию более тугоплавких легирующих элементов к незакреплённым дислокациям с близкодствующим насыщением атмосфер Коттрелла и образованием наноразмерных фаз на дислокациях. Дополнительная электрогидроимпульсная обработка (ЭГИО) жидкого сплава изменяет кинетику распада, подавляет ближнее расслоение твёрдого раствора на основе α -Mg, а также стимулирует образование в нём кластеризованных областей, термически стабильных до 693 К. По данным электросопротивления и рентгеновской дифрактометрии установлено, что после ЭГИО термическая стабилизация первичного твёрдого раствора на основе α -Mg достигается в результате кластеризации его структуры по вакансионному механизму с образованием парных дефектов — первичных кластеров Al–Ti. В результате комплексной обработки термостойкость сплава увеличивается до 523 К. При этом увеличение объёмной доли β -Mg₁₇(Al, X)₁₂ усиливает полезный эффект его дисперсионного твердения.

Для підвищення термічної стабільності нового експериментального литого сплаву Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti досліджено кінетику розпаду його твердого розчину (у вихідному литому і пересиченому станах) з активационним аналізом загартованих станів в інтервалі температур 293–673 К. У цьому випадку кінетика розпаду багатокомпонентного сплаву підпорядковується закону Коттрелла–Білбі, а процес термічної стабілізації контролюється активацією дислокаційних механізмів Коттрелла–

Білбі й Аврамі–Харпера, які пов’язують далекосяжну дифузію більш тугоплавких легувальних елементів до незакріплених дислокацій з близькосяжним насиченням Коттреллових атмосфер і утворенням нанорозмірних фаз на дислокаціях. Додаткове електрогідроімпульсне оброблення (ЕГІО) рідкого стопу змінює кінетику розпаду, пригнічує близьке розширення твердого розчину на основі α -Mg, а також стимулює утворення в ньому кластеризованих областей, термічно стабільних до 693 К. За даними електроопору і Рентгенової дифрактометрії встановлено, що після ЕГІО термічна стабілізація первинного твердого розчину на основі α -Mg досягається внаслідок кластеризації його структури за вакансійним механізмом з утворенням парних дефектів — первинних кластерів Al–Ti. Внаслідок комплексного оброблення термостійкість стопу збільшується до 523 К. При цьому збільшення об’ємної частки β -Mg₁₇(Al, X)₁₂ посилює корисний ефект його дисперсійного твердіння.

To enhance the thermal stability of new experimental cast Mg–10.5Al–0.4Ca–0.3Mn–0.2Ti alloy, the kinetics of decomposition of its solid solution (in the as cast and supersaturated states) is investigated with an activation analysis of quenched states in the temperature range of 673–293 K. The decomposition kinetics of the multicomponent alloy obeys the Cottrell–Bilby law, and the thermal stabilization process is controlled by the activation of Cottrell–Bilby and Avrami–Harper dislocation mechanisms, which connect long-range diffusion of the refractory alloying elements to unpinned dislocations with short-range saturation of the Cottrell atmospheres and formation of nanosized phases at dislocations. Additional electrohydropulse processing (EHPP) of the liquid alloy changes the kinetics of decomposition, inhibits short-range separation of the α -Mg solid solution, and it stimulates the formation of clustered regions, which are thermally stable up to 693 K. According to the resistivity and X-ray diffractometry, it is revealed that, after EHPP, thermal stabilization of the primary α -Mg solid solution is achieved through clustering of its structure to form pair defects, i.e., primary clusters of Al–Ti. Because of the complex heat treatment, the thermal stability of the alloy is increased to 523 K. The increase in the volume of β -Mg₁₇(Al, X)₁₂ fraction enhances the beneficial effect of its dispersion hardening.

Ключевые слова: магниевый сплав, электрогидроимпульсная обработка, термическая стабилизация.

(Получено 15 апреля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Твердые растворы являются основой всех важнейших конструкционных и нержавеющей сталей, бронз, латуней, алюминиевых и магниевых сплавов с улучшенными характеристиками сопротивления ползучести, кратковременной и длительной прочности. При распаде твердых растворов, в частности, после дисперсионного твердения, сплавы приобретают новые свойства и полезные качества. Благодаря

высоким удельным свойствам и легкому весу магниевые сплавы находят все более широкое применение в автомобильной и авиакосмической промышленности [1–3]. Так, в автомобильной промышленности наиболее широко применяются сплавы системы Mg–Al, например AZ91, AZ91D, AM60 и AM50, GA8, а также AZ64. Однако их применение все еще сдерживается из-за недостаточной коррозионной стойкости, обрабатываемости и пластичности, особенно при комнатной температуре [4–5]. Для повышения уровня механических свойств сплавы этой системы подвергают термической обработке (ТО), которая способствует не только улучшению их прочности и пластичности [6–9], но также повышает их коррозионную стойкость [10, 11]. Тип и режимы ТО существенно зависят от химического состава сплава, способа его получения и условий эксплуатации. Для сплавов на основе системы Mg–Al, как правило, используют двухступенчатые ТО, которые включают высокотемпературный отжиг для получения гомогенного твердого раствора, закалку и последующее низкотемпературное старение, вызывающее распад пересыщенного твердого раствора и его упрочнение дисперсной фазой $Mg_{17}(Al, X)_{12}$. При этом скорость закалки, температура старения и его длительность оказывают существенное влияние на объемную долю и морфологию упрочняющей фазы [12]. Оптимальный режим ТО должен обеспечить необходимое сочетание пластичности и прочности сплава при заданной температуре его эксплуатации, сохраняющее концентрацию твердого раствора и фазовый состав металлической системы. Следует подчеркнуть, что в литературе практически отсутствуют данные о термической стабильности литых сплавов, полученных в условиях энергетических воздействий на расплав и/или на процесс кристаллизации сплавов. Более того, не исследована термическая стабильность и режимы ТО этих объектов. В связи с этим целью работы является исследование кинетики распада первичного и пересыщенного α -Mg твердого раствора и выбор оптимальных режимов его ТО для термической стабилизации многокомпонентного сплава системы Mg–Al, Ca, Mn, Ti при более высоких температурах.

2. МАТЕРИАЛЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

Слитки магниевого сплава Mg–10,5% Al–0,4% Ca–0,3% Mn–0,2% Ti получали с использованием традиционной технологии плавки на основе сплава AM-50 и лигатур магний–алюминий, магний–кальций и алюминий–титан. Лигатуры предварительно выплавляли в индукционной вакуумной установке. Выплавку сплавов осуществляли в лабораторной плавильной установке с донным разливом, резистивным нагревом и автоматической регулировкой температуры при нагреве, выдержке и перегреве расплава. В качестве защитной среды использовали нейтральный флюс, который не только выпол-

нял функцию защиты расплава от атмосферного воздуха, но и препятствовал испарению расплавленного магния, что давало возможность перегреть жидкие магниевые сплавы до температуры 1000°C. Конструкция установки также предусматривает механическое перемешивание расплава и дополнительно, при необходимости, подачу инертного газа (аргона) в рабочее пространство установки.

Расплав выдерживали в течение 20 мин. при температуре 850°C и выливали в специально изготовленный массивный медный кокиль, конструкция которого позволяет получать слитки весом около 100 г со скоростью охлаждения расплава перед кристаллизацией $\cong 60$ К/с. Электрогидроимпульсную обработку (ЭГИО) расплава выполняли непосредственно перед разливом с использованием следующего режима: энергия в импульсе — 18 Дж, частота следования — 2 Гц, время обработки расплава — 1 мин. Методика ЭГИО расплава аналогична описанной авторами [13].

Рентгенографические исследования выполняли в монохроматическом CuK_α -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Дифрактограммы снимали методом шагового сканирования в интервале углов 2Θ 10–120° с шагом сканирования 0,05° и временем экспозиции в точке фазовых составляющих 3–9 с. Обработку данных дифрактометрического эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4. Электросопротивление образцов размерами $\cong 1,2 \times 1,2 \times 40$ мм³ измеряли на стандартном потенциометре Р348. Для предотвращения окисления образцов изотермические выдержки выполняли в атмосфере аргона в печи, позволяющей выдержать температуру с точностью $\pm 1^\circ\text{C}$. Все измерения удельного электросопротивления осуществляли при комнатной температуре (293 К), в том числе после изотермической выдержки и закалки в холодную воду.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Определение активационных параметров точечных дефектов

Хорошо известно, что структурно-энергетические характеристики вакансионной подсистемы, такие как концентрация вакансий, энергия активации (э.а.) образования вакансий, энергия связи вакансии–растворенный атом существенно влияют на механизм диффузии в подсистеме замещения и, следовательно, на концентрационную зависимость коэффициента самодиффузии легирующих элементов. Наиболее вероятные механизмы диффузии с оценкой активацион-

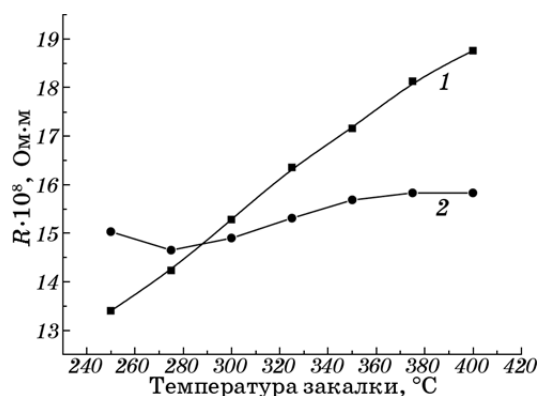


Рис. 1. Зависимость электросопротивления для сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti от температуры закалки в литом состоянии (1) и в литом состоянии с предварительной ЭГИО расплава (2).

ных параметров точечных дефектов, в том числе их энергия связи с растворенными атомами и относительные концентрации структурных вакансий могут быть определены методами остаточного электросопротивления (ЭС) при выполнении закалочных экспериментов.

По данным закалочных экспериментов (рис. 1) приведены оценки эффективной э.а. образования вакансий в сплаве Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti до и после ЭГИО расплава. Нагрев под закалку осуществляли в течение 15 мин., а величину эталонного ЭС R_{et} находили в результате отжига образцов при 473 К в течение 2,5 часов и последующего медленного охлаждения с печью. В соответствии с результатами термоактивационного анализа э.а. образование вакансий в исходном литом сплаве существенно ниже вели-

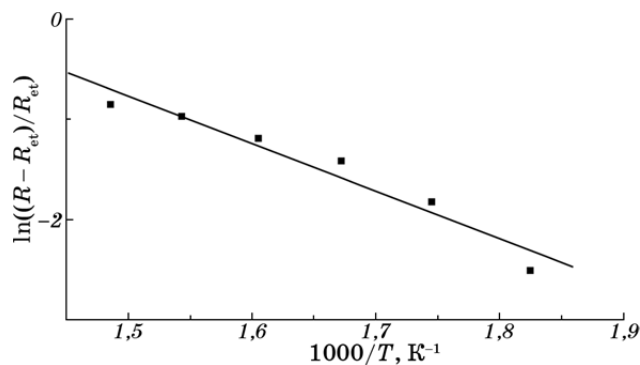


Рис. 2. Термоактивационный анализ э.а. образования вакансий по данным закалочных экспериментов для сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti в литом состоянии (рис. 1, кривая 1).

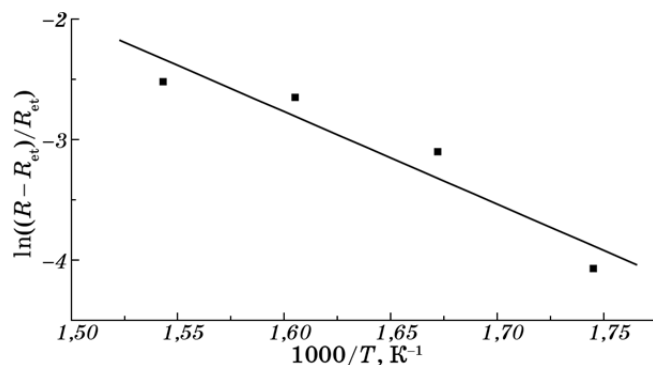


Рис. 3. Термоактивационный анализ э.а. образования вакансий по данным закалочных экспериментов сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti в литом состоянии с предварительной ЭГИО расплава (рис. 1, кривая 2).

чины 0,7–0,8 эВ, полученной ранее для сплавов системы Mg–Al–Ca [14], и составляет $0,4 \pm 0,1$ эВ (рис. 2). Следовательно, вакансии в сплаве, не подвергнутом ЭГИО расплава, формируются в поле напряжений подвижных атомов, наиболее вероятно, алюминия и образуют пары «вакансия–атом Al» с энергией связи 0,4 эВ. Тогда как вакансии в сплаве после ЭГИО расплава образуются вблизи атомов магния с э.а. $0,66 \pm 0,15$ эВ (рис. 3). При этом относительная концентрация «закалочных» вакансий в сплаве после ЭГИО расплава более чем в 1,5 раз ниже этой величины для исходного литого сплава.

Такое различие в энергиях активации образования и концентрациях вакансий можно объяснить с учетом влияния ЭГИО расплава на кинетику кристаллизации по данным ДСК, прямого термографического и рентгеновского фазового анализов этого сплава [16]. Авторы предположили, что после ЭГИО расплава центрами зарождения кристаллизации α -Mg составляющей сплава являются метастабильные интерметаллидоподобные соединения Al и Ti, которые вызывают смену механизма кристаллизации от гетерогенного к гомогенному. При этом, вследствие «обеднения» оставшегося расплава алюминием, существенно замедляется скорость кристаллизации эвтектической компоненты сплава. В твердом состоянии метастабильные соединения распадаются с образованием областей кластеризованного твердого раствора, пересыщенного вакансиями, атомами алюминия и титана. При этом вакансии локализуются вблизи атомов легирующих элементов уже в процессе распада этих соединений, образуя первичные кластеры типа V–Al–Ti или V–Al–Ti–V (где V — вакансия). Последние находятся в связанном состоянии с высокой энергией связи, что и объясняет термическую стабильность концентрации легирующих элементов в твердом растворе.

ТАБЛИЦА 1. Изменение фазового состава и параметров решеток литого сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti в процессе изотермического отжига при 200°C.

Состояние, ТО, время отжига, мин.	Фазовый состав сплава и параметры решеток							
	α_1 -Mg			α_2 -Mg			Mg ₁₇ Al ₁₂	
	V, % масс.	a, нм	c, нм	V, % масс.	a, нм	c, нм	V, % масс.	a, нм
Исходное	87,59	0,3179	0,5169	–			12,41	1,0585
Естественное старение (10 месяцев)	91,93	0,3188	0,517	–			7,7	1,0596
Закаленное	99,91	0,3172	0,5161	–			0,09	1,0626
15	99,16	0,3118	0,5160	–			3,84	1,0559
30	67,72	0,3170	0,5160	24,45	0,3192	0,5186	7,84	1,0566
45	47,91	0,3173	0,5162	41,52	0,3194	0,5182	10,57	1,0573
60	43,76	0,3173	0,5165	46,54	0,3194	0,5189	9,7	1,0572
90	21,63	0,3175	0,5161	63,45	0,3194	0,5187	14,91	1,0568
120	–	–	–	88,97	0,3197	0,5193	11,03	1,0581
180	–	–	–	87,32	0,3196	0,5192	12,68	1,0576

Более того, такое отличие в структурно-энергетических состояниях пересыщенных твердых растворов объясняет наследственность при формировании интерметаллидной фазы β -Mg₁₇(Al, X)₁₂ в процессе старения сплава. Как видно из табл. 1 и 2, соотношение объемных долей фаз (до и после ЭГИО) в исходных литых и состаренных состояниях сплава остается практически таким же, свидетельствуя о термической стабилизации фазового состава в процессе изотермического старения сплава.

3.2. Исследование кинетики распада (изотермического старения) α -Mg твердого раствора методами рентгеновской дифрактометрии и электросопротивления

В нашей предыдущей работе [15] было показано, что введение добавок титана в сплав на основе системы Mg–Al–Ca существенно (до 450–473 К) увеличивает жаропрочность сплава и температуру эксплуатации изготовленных из него деталей. Для определения температурного интервала стабильности фазового состава и оптимальной температуры старения методом рентгеновской дифрактометрии выполнены исследования ряда сплавов на основе системы Mg–Al при их изохронном отжиге в течение 2 часов (рис. 4). Как видно из

ТАБЛИЦА 2. Изменение фазового состава и параметров решеток литого сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti после предварительной ЭГИО расплава в процессе изотермического отжига при 200°C.

Состояние, ТО, время отжига, мин.	Фазовый состав сплава и параметры решеток						
	α -Mg			Mg ₁₇ Al ₁₂		Al ₂ Ca ₂ O ₅	MgO
	V, % масс.	a, нм	c, нм	V, % масс.	a, нм	V, % масс.	V, % масс.
Исходное	98,16	0,3192	0,5185	1,84	1,0584	–	–
Естественное старение (10 месяцев)	92,24	0,3185	0,5173	4,68	1,0570	4,68	0,45
Закаленное	99,78	0,3182	0,5172	–	–	–	0,22
15	99,36	0,3181	0,5170	–	–	–	0,64
30	97,9	0,3184	0,5175	2,1	1,0561	–	–
45	98,2	0,3183	0,5174	1,8	1,0570	–	–
60	100	0,3183	0,5173	–	–	–	–
90	95,95	0,3184	0,5175	4,05	1,0575	–	–
120	97,28	0,3184	0,5175	2,72	1,0559	–	–
180	96,87	0,3182	0,5172	3,13	1,0556	–	–

рис. 4, вплоть до температуры 200°C происходит интенсивный распад всех исследованных твердых растворов с образованием фазы Mg₁₇(Al, X)₁₂, вызванный диффузией атомов алюминия с энергией активации миграции 1,3 эВ [14]. С увеличением температуры изохронного отжига до 250°C объемная доля фазы продолжает возрастать только для сплава с добавкой 0,1 масс.% Ti (рис. 4, кривая 2).

На этом основании исследование термической стабильности сплава с уменьшенным содержанием алюминия и кальция и увеличенным содержанием титана Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti (в исходном состоянии) выполняли при 200°C. Как видно из рис. 4, после естественного старения в течение 10 месяцев сплавы проявляют примерно одинаковую термическую стабильность концентрации твердого раствора в условиях изотермического отжига при 200°C. Относительное изменение электросопротивления в процессе изотермического отжига (рис. 5) составило соответственно 9 и 11% для сплава до и после предварительной ЭГИО расплава. Очевидно, это связано с тем, что объемная доля интерметаллидов в обоих случаях составляет около 10–12 масс.% (табл. 1 и 2), но отличается по составу: в сплаве с предварительной ЭГИО расплава кроме фазы Mg₁₇Al₁₂ обнаружена фаза Al₂Ca₂O₅. Разница в абсолютных значениях ЭС может объясняться различными причинами, в том числе

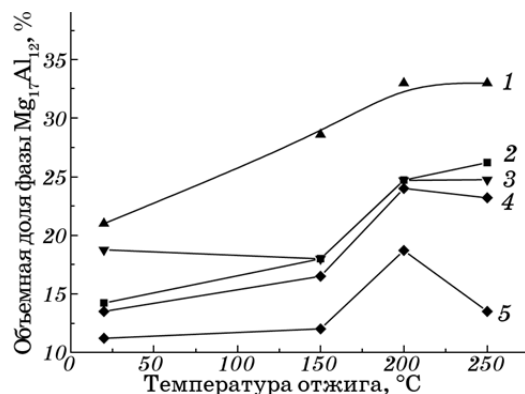


Рис. 4. Зависимость объемной доли фазы $Mg_{17}Al_{12}$ от температуры изохронного отжига исходных литых сплавов: $Mg-12,5Al-1,7Sr$ (1); $Mg-12,5Al-1,4Ca-0,3Mn-0,1Ti$ (2); $Mg-12,5Al-1,3Ca-0,3Y-0,1Gd$ (3); $Mg-12,5Al-1,7Sr-0,5Zn-0,3Mn-0,07Ti$ (4); $Mg-12,5Al-1,3Ca$ (5).

различием в концентрации атомов Al и Ca в α -Mg растворе или различием в морфологии интерметаллидных включений.

Для исследования кинетики распада пересыщенного твердого раствора литого сплава $Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti$ выполняли закалку сплава на твердый раствор с $420^\circ C$ (нагрев под закалку 30 мин.).

Эта термообработка является стандартной для сплавов системы Mg-Al-Ca. Как видно из рис. 6, характер изотерм ЭС существенно отличается. Для исходного литого сплава кривая 1 имеет обычный экспоненциальный вид, характерный для распада твердого раствора Al и Ca в α -Mg [14], тогда как для сплава, полученного с ЭГИО

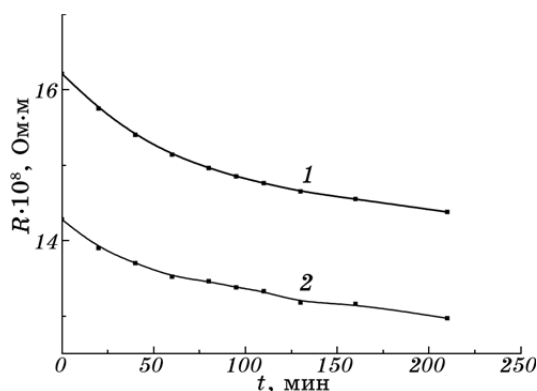


Рис. 5. Изотермы удельного электросопротивления сплава $Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti$ при $473 K$ в литом состоянии (1) и в литом состоянии после предварительной ЭГИО его расплава (2).

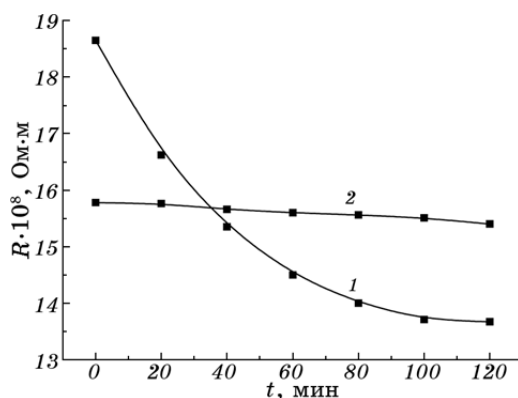


Рис. 6. Изотермы удельного электросопротивления при 473 К для сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti после его закалки на твердый раствор (673 К, 30 мин., закалка в воду) в литом состоянии (1) и в литом состоянии с предварительной ЭГИО расплава (2).

расплава (кривая 2), наблюдается практически сохранение величины ЭС в процессе отжига, указывая тем самым на необычную термическую стабильность концентрации не только легирующих элементов в твердом растворе, но и концентрации избыточных вакансий, введенных закалкой от 420°C.

Приведенные на рис. 7 и 8 изотермы ЭС, полученные при различных температурах, а также данные рентгеновского анализа (табл. 1 и 2) подтверждают установленные закономерности.

Для анализа кинетики распада пересыщенного твердого раствора в

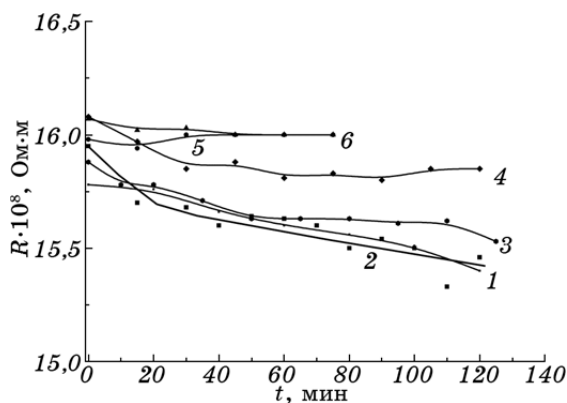


Рис. 7. Изотермы при 473 (1), 523 (2), 553 (3), 593 (4), 633 (5) и 673 К (6) удельного электросопротивления для литого сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti после предварительной ЭГИО его расплава и закалки на твердый раствор (673 К, 30 мин, закалка в воду).

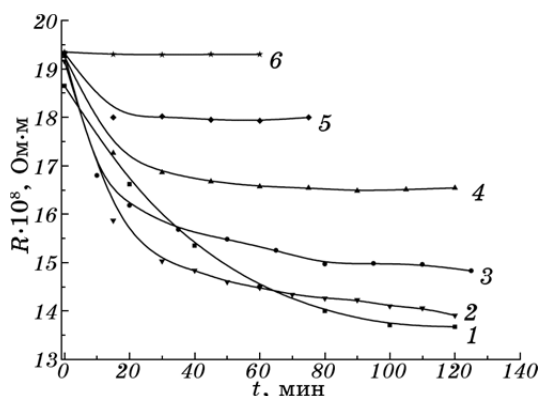


Рис. 8. Изотермы удельного электросопротивления при 473 (1), 523 (2), 553 (3), 593 (4), 633 (5) и 673 К для литого сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti, полученные после закалки на твердый раствор (673 К, 30 мин., закалка в воду).

сплавах часто используют модель Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами (КДМА) [17]. Эта модель, рассматривает образование зародышей новой фазы и их рост как кинетический процесс. Эти стадии распада контролируются либо диффузией по объему материала, либо диффузией атомов легирующих элементов вдоль дефектных структур (границ зерен или дислокаций). Строго говоря, эта модель справедлива для изотермического отжига и выражает зависимость объемной доли f выделяющейся кристаллической фазы от времени выдержки t [18]:

$$f(t) = 1 - \exp[(-Kt)^n], \quad (1)$$

где n — показатель Аврамы или кинетический показатель, отвечающий за размерность растущих кристаллов и частоту появления кристаллических зародышей, а K — коэффициент Аврамы или постоянная, зависящая от скорости протекания диффузионных процессов. Показатель Аврамы состоит из двух слагаемых $n = n_n + n_d$, где n_n — отвечает за появление кристаллических зародышей, а n_d — за рост кристаллической фазы. Постоянная скорости реакции K зависит от температуры T по закону Аррениуса:

$$K(T) = K_0 \exp(-E/kT), \quad (2)$$

где K_0 — кинетический параметр постоянной скорости появления кристаллических зародышей; E — энергия активации процесса. Значения n и K можно найти из экспериментальных данных. Для этого необходимо дважды прологарифмировать уравнение (1) для получения следующего соотношения:

$$\ln[-\ln(1 - f(t))] = \ln K(T) + n \ln t. \quad (3)$$

Как видно из рис. 9, зависимость объемной доли фазы $\text{Mg}_{17}(\text{Al}, \text{X})_{12}$ от времени изотермической выдержки имеет одинаковый характер для сплава до и после предварительной ЭГИО расплава. Наблюдаемый на кривых максимум в интервале 30–60 мин. может быть связан с формированием метастабильной фазы $\text{Mg}_{17}(\text{Al}, \text{X})_{12}$, которая характеризуется увеличенным параметром решетки (табл. 1 и 2) из-за дополнительного легирования кальцием и/или титаном. При отжиге литого сплава свыше 30 мин. (табл. 1) наблюдается разделение («расслоение») α -Mg твердого раствора на структурные компоненты α_1 -Mg и α_2 -Mg, которые существенно отличаются параметрами решеток. Это расслоение исчезает с увеличением длительности отжига и не наблюдается в процессе отжига сплава, полученного после ЭГИО расплава (табл. 2).

Результаты анализа кинетики распада пересыщенного твердого раствора сплава на начальной стадии распада по уравнению (3) представлены на рис. 10. Полученное значение $n = 0,74 \pm 0,1 \approx 2/3$ соответствует трехмерному гетерогенному росту кристаллических зародышей/выделений новой фазы на дислокациях по механизму Коттрелла–Билби [19]. В этом случае зарождение и рост новой фазы на начальной стадии распада твердого раствора контролируется диффузией легирующих элементов вдоль дислокаций по вакансионному механизму. Увеличение объемной доли фазы $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al}, \text{X})_{12}$ усиливает вклад дисперсионного твердения в уровень механических свойств, что подтверждается обнаруженной ранее корреляцией между объемной долей второй фазы и значением твердости по Виккерсу

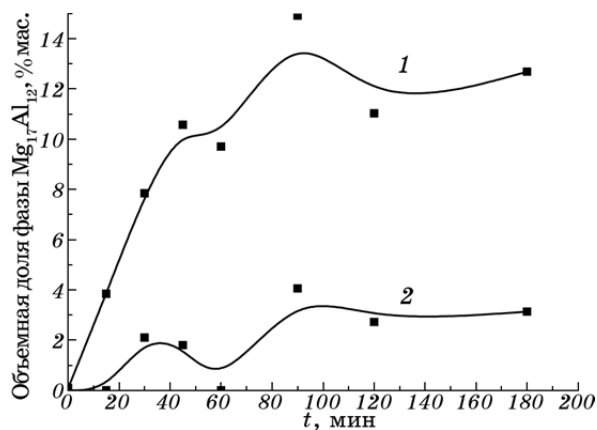


Рис. 9. Изменение объемной доли фазы $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al}, \text{X})_{12}$ в процессе изотермического отжига для литого сплава $\text{Mg}-10,5\text{Al}-0,4\text{Ca}-0,3\text{Mn}-0,2\text{Ti}$ (1) и после ЭГИО расплава (2).

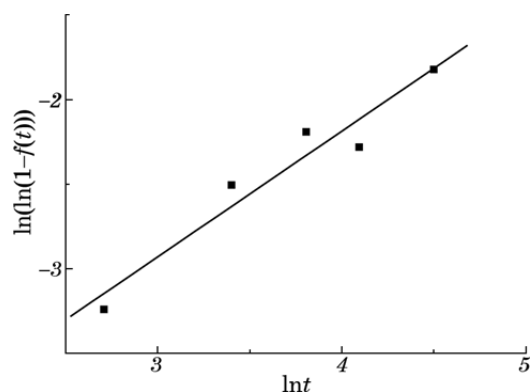


Рис. 10. Анализ кинетики распада пересыщенного твердого раствора сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti (без ЭГИО) на ранней стадии старения в координатах КДМА по уравнению (3).

для этой системы сплавов [16].

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ВЫВОДЫ

1. При исследовании кинетических кривых (изотермического старения), а также по данным активационного анализа распада α -Mg твердого раствора в интервале температур 293–673 К обнаружены два микроструктурных механизма, контролирующие термическую стабильность сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti в исходном литом состоянии и после предварительной электрогидроимпульсной обработки его расплава.

2. Термическая стабилизация исходного литого сплава в процессе изотермического старения сопровождается образованием легкоактивируемых парных дефектов вакансия–атом Al (с э.а. 0,4 эВ и энергией связи \cong 0,4 эВ) и завершается выделением наночастиц фазы β -Mg₁₇(Al, X)₁₂ на дислокациях по механизму Коттрелла–Билби–Аврами–Харпера.

3. Дополнительная электрогидроимпульсная обработка жидкого сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti увеличивает в матрице α -Mg твердого раствора концентрацию (избыточных) вакансий, которые участвуют в формировании более тугоплавких парных дефектов (первичных кластеров) атом Ti–атом Al и, вероятно атом Ca–атом Al. Связывание растворенных атомов Al в кластерах ликвидирует ближнее расслоение Mg–Al твердого раствора. Импульсная обработка стимулирует процесс кластеризации и расширяет термическую стабилизацию его структуры до более высоких температур. Образование первичных кластеров атом Ti–атом Al, термически стабильных до 693 К, обеспечивает более полную термическую стабилиза-

цию α -Mg твердого раствора после предварительной ЭГИО расплава. 4. Таким образом, есть все основания рекомендовать к разработке технологию стабилизирующей термообработки исследованного нового экспериментального сплава для повышения его термической стабильности до 473–523 К. Важно подчеркнуть, что импульсная обработка его расплава вызывает эффект, аналогичный закалке на твердый раствор, что позволяет исключить эту операцию из технологического регламента по экономическим соображениям. Максимальный эффект достигается в результате термической стабилизации фазового состава.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. B. L. Mordike and T. Ebert, *J. Mat. Sci. Eng.*, **302A**: 37 (2001).
2. K. U. Kainer and F. Von Buch, *Magnesium Alloys and Technologies* (Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH: 2003).
3. A. Suzuki, N. D. Saddock, J. W. Jones, and T. M. Pollock, *J. Acta Mater.*, **53**: 2823 (2005).
4. S. Liang, Y. Ma, R. Chen, and E. Han, *Mater. Trans.*, **49**, No. 5: 986 (2008).
5. I. A. Yakubtsov, B. J. Diaka, C. A. Sager et al., *J. Mat. Sci. Eng. A*, **496**: 247 (2008).
6. L. A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, and J. Madejski, *Archives Mat. Sci. Eng.*, **36**: 48 (2009).
7. A. Kielbus, J. Adamiec, J. Cwajna, and J. Pasko, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **20**: 131 (2007).
8. G. Popescu, P. Moldovan, D. Bojin, and W. H. Sillekens, *U.P.B. Sci. Bull., Series B*, **71**, No. 2: 85 (2009).
9. L. A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, and J. Madejski, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **32**: 203 (2009).
10. W. Zhou, T. Shen, and N. N. Aung, *Corros. Sci.*, **52**, No. 3: 1035 (2010).
11. T. Rzychoń, J. Michalska, and A. Kielbus, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **20**: 191 (2007).
12. C. Xian-Hua, H. Xiao-Wang, P. Fu-Sheng et al., *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **21**: 754 (2011).
13. В. Н. Цуркин, В. М. Грабовый, А. В. Синчук, *Электронная обработка материалов*, № 5: 55 (2006).
14. В. Г. Ткаченко, И. Н. Максимчук, О. М. Малка и др. *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 8: 1073 (2009).
15. В. Г. Ткаченко, К. Ч. Ким, Б. Г. Мун и др., *Успехи физики металлов*, **11**, № 2: 249 (2010).
16. І. М. Максимчук, А. О. Хрипливий, В. Г. Ткаченко, В. В. Фрізель, *Металознавство та обробка металів*, № 4: 10 (2012).
17. А. Н. Колмогоров, *Изв. Академии наук СССР*, **1**, № 3: 355 (1937).
18. Дж. Кристиан, *Теория превращений в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетическая теория* (Москва: Мир: 1978).
19. К. В. Чуистов, *Старение металлических сплавов* (Киев: Академперіодика: 2003).

REFERENCES

1. B. L. Mordike and T. Ebert, *J. Mat. Sci. Eng.*, **302A**: 37 (2001).
2. K. U. Kainer and F. Von Buch, *Magnesium Alloys and Technologies* (Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH: 2003).
3. A. Suzuki, N. D. Saddock, J. W. Jones, and T. M. Pollock, *J. Acta Mater.*, **53**: 2823 (2005).
4. S. Liang, Y. Ma, R. Chen, and E. Han, *Mater. Trans.*, **49**, No. 5: 986 (2008).
5. I. A. Yakubtsov, B. J. Diaka, C. A. Sager et al., *J. Mat. Sci. Eng. A*, **496**: 247 (2008).
6. L. A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, and J. Madejski, *Archives Mat. Sci. Eng.*, **36**: 48 (2009).
7. A. Kielbus, J. Adamiec, J. Cwajna, and J. Paško, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **20**: 131 (2007).
8. G. Popescu, P. Moldovan, D. Bojin, and W. H. Sillekens, *U.P.B. Sci. Bull., Series B*, **71**, No. 2: 85 (2009).
9. L. A. Dobrzański, T. Tański, L. Čížek, and J. Madejski, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **32**: 203 (2009).
10. W. Zhou, T. Shen, and N. N. Aung, *Corros. Sci.*, **52**, No. 3: 1035 (2010).
11. T. Rzychoń, J. Michalska, and A. Kielbus, *J. Arch. Mat. Sci. Manuf. Eng.*, **20**: 191 (2007).
12. C. Xian-Hua, H. Xiao-Wang, P. Fu-Sheng et al., *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **21**: 754 (2011).
13. V. N. Tsurkin, V. M. Grabovyy, and A. V. Sinchuk, *Ehlektronnaya Obrabotka Materialov*, No. 5: 55 (2006) (in Russian).
14. V. G. Tkachenko, I. N. Maksimchuk, O. M. Malka et al., *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 8: 1073 (2009) (in Russian).
15. V. G. Tkachenko, K. Ch. Kim, B. G. Mun et al., *Uspehi Fiziki Metallov*, **11**, No. 2: 249 (2010) (in Russian).
16. I. M. Maksymchuk, A. O. Khrypivyy, V. H. Tkachenko, and V. V. Frizel', *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 4: 10 (2012) (in Ukrainian).
17. A. N. Kolmogorov, *Izv. Akademii Nauk SSSR*, **1**, No. 3: 355 (1937).
18. J. Christian, *Teoriya Prevrashcheniy v Metallakh i Splavakh. Chast' 1. Termodinamika i Obshchaya Kineticheskaya Teoriya* (Moscow: Mir: 1978) (in Russian) [translation of J. W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Part I* (Oxford, U.K.: Pergamon Press: 1975)].
19. K. V. Chuistov, *Starenie Metallicheskih Splavov* (Kiev: Akadempriodika: 2003) (in Russian).