

PACS numbers: 61.72.jj, 61.72.Lk, 64.75.Bc, 71.18.+y, 72.15.Jf, 81.40.Gh, 81.40.Rs

Взаимосвязь между электронной структурой и физическими свойствами магниевых сплавов

В. Г. Ткаченко, А. И. Кондрашев, Н. И. Симан, А. С. Вовчок,
А. А. Абрамов

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03680, ГСП-142, Киев, Украина*

Методами термо-э.д.с. был исследован физический эффект воздействия электрогидроимпульсной обработки (ЭГИО: 20 Дж, 2 Гц) расплавов на электронную и дефектную структуры магния и его сплавов Mg–0,4Ca и Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti. По экспериментальным данным температурных зависимостей абсолютного коэффициента термо-э.д.с. были рассчитаны энергетические уровни Ферми для твёрдых растворов на основе магния до и после ЭГИО. Установлено, что ЭГИО всех расплавов существенно повышает концентрацию избыточных дефектов в закристаллизованных сплавах, т.е. вызывает эффект, аналогичный закалке на твёрдый раствор при более высоких температурах. При этом формирование этой дефектной структуры сопровождается смещением (уменьшением) энергии Ферми. Кроме того, ЭГИО облегчает эффективную растворимость тугоплавких легирующих элементов, прежде всего, титана, с большой положительной энтальпией смешения (16–30 кДж/моль для системы ГПУ-Mg–Ti). Обосновывается вывод о том, что в результате взаимодействия электронных и дефектных структур изменение (уменьшение) энергии Ферми в изовалентном твёрдом растворе Mg^{2+} – Ca^{2+} контролируется концентрацией избыточных вакансий, в том числе связанных в парные дефекты с легирующими элементами, тогда как дислокации, связанные атмосферами (Коттрелла), становятся ответственными за изменения энергии Ферми в гетеровалентном сплаве Mg^{2+} – Al^{3+} – Ca^{2+} – Mn^{4+} – Ti^{4+} .

Методами термо-е.р.с. було досліджено фізичний ефект дії електрогідропульсного оброблення (ЕГІО: 20 Дж, 2 Гц) розтопів на електронну і дефектну структури магнію і його стопів Mg–0,4Ca і Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti. За експериментальними даними температурних залежностей абсолютного коефіцієнта термо-е.р.с. було розраховано енергетичні рівні Фермі для твердих розчинів на основі магнію до і після ЕГІО. Встановлено, що ЕГІО всіх розтопів істотно підвищує концентрацію надлишкових дефектів у стопах, що закристалізувалися, тобто спричинює ефект,

аналогічний загартуванню на твердий розчин при більш високих температурах. До того ж формування цієї дефектної структури супроводжується зміщенням (зменшенням) енергії Фермі. Крім того, ЕГЮ полегшує ефективну розчинність тяжкотопких легувальних елементів, перш за все, титану, з великою позитивною ентальпією змішування (16–30 кДж/моль для системи ГЦП-Mg-Ti). Обґрунтовується висновок про те, що внаслідок взаємодії електронних і дефектних структур зміна (зменшення) енергії Фермі в ізовалентному твердому розчині $Mg^{2+}-Ca^{2+}$ контролюється концентрацією надлишкових вакансій, в тому числі зв'язаних у парні дефекти з легувальними елементами, тоді як дислокації, зв'язані атмосферами (Коттрелла), стають відповідальними за зміни енергії Фермі в гетеровалентному стопі $Mg^{2+}-Al^{3+}-Ca^{2+}-Mn^{4+}-Ti^{4+}$.

Method of thermo-EMF is used to study a physical effect of electrohydropulse (EHP) treatment (at peak pulse power of 20 J and frequency of 2 Hz) on the electronic and defect structures of Mg, Mg-0.4Ca, and Mg-10.5Al-0.4Ca-0.3Mn-0.2Ti alloys. The presented data indicate that EHP treatment increases a solubility of the alloying elements in prime α -Mg solid solution as well as facilitates an effective solubility of high-melting elements such as Ti having large positive enthalpy of mixing (16–30 kJ/mole for h.c.p.-Mg-Ti system). It is deduced that changing (decreasing) of the Fermi energy is controlled by increasing of the vacancy concentration in the isovalent $Mg^{2+}-Ca^{2+}$ solid solution, while the Cottrell's atmospheres of dislocations are responsible for changing of the Fermi energy observed in heterovalent $Mg-Al^{3+}-Ca^{2+}-Mn^{4+}-Ti^{4+}$ alloy.

Ключевые слова: термо-э.д.с., энергия Ферми, электрогидроимпульсная обработка, вакансия, дислокация.

(Получено 28 декабря 2012 г.; окончат. вариант — 25 апреля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Выяснение основных закономерностей взаимосвязи и взаимодействия дефектных и электронных структур металлических кристаллов и их сплавов является одной из сложных проблем физики твердого тела, требующих глубокой физической интерпретации и экспериментальной проверки теоретических представлений. Из анализа немногочисленных экспериментальных данных [1–3] следует, что как и электросопротивление термо-э.д.с. является структурно-чувствительным, но малоизученным методом исследований, реагирующим на искажение кристаллической решетки в широком интервале температур, а также на изменение энергетического уровня Ферми (E_F) и характер рассеяния электронов на таких дефектах, как вакансии и дислокации.

При криогенных температурах ($T \leq T_D/20$, T_D — температура Дебая), практически исключаяющих тепловое рассеяние электронов на

фононах, впервые на температурных кривых термо-э.д.с. ГЦК-Cu обнаружен сдвиг минимума, возникающий при интенсивной пластической деформации и связанный с преимущественным вкладом дислокационной и примесной структур поликристаллов [2]. Подвижность дислокаций контролируется свойствами ядер дислокаций [4], что указывает на необходимость детального моделирования связей на электронном уровне. Следовательно, для полного описания формирования прочности межатомных связей необходимо привлечение знаний от электронной структуры до макроскопических характеристик. Целью данной работы является исследование термо-э.д.с. в магниевых сплавах с различными дефектными структурами до и после электрогидроимпульсной обработки с тем, чтобы выявить необходимые связи между физическими свойствами (термо-э.д.с.) и электронной структурой (E_F) новых сплавов.

Магниевые сплавы находят широкое применение в автомобильной, авиационной, радиотехнической промышленности и космической технике [5]. В ИПМ НАН Украины интенсивно проводятся исследования структуры и физико-механических свойств сплавов магния, не содержащих дорогостоящих редкоземельных металлов [6, 7]. Установлено, что физические воздействия на расплавы перед кристаллизацией или в процессе их затвердевания оказывают существенное влияние на структуру и свойства сплавов [7, 8]. При этом физические свойства металлов и сплавов находятся во взаимосвязи с их электронной структурой [9].

2. МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве объектов исследования были выбраны магний и сплавы Mg-0,4Ca, Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti (здесь и далее в тексте % масс.). При выплавке сплавов использовали Mg марки МГ95, Al марки А99, Ca и Mn с содержанием основных элементов не менее 99,95%. Расплавы выдерживали при температуре 940 К в течение 20 мин и выливали в медную изложницу, охлажденную до температуры 263 К. Были получены также слитки сплавов указанных химических составов, расплавы которых перед выливом в изложницу подвергали электрогидроимпульсной обработке. Мощность и частота следования электрических импульсов составляют соответственно 20 Дж и 2 Гц. Термо-э.д.с. α измеряли по стандартной методике в вакууме ($p \cong 10^{-2}$ торр) на образцах размерами 25,0×1,3×1,3 мм с помощью двух хромель-алюмелевых термопар, ветви которых использовали в качестве зондов для измерения термо-э.д.с.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Зависимости абсолютного коэффициента термо-э.д.с. α образцов

сплавов от температуры представлены на рис. 1–4. Для магния (рис. 1, *а*) и его сплава Mg–0,4Ca (рис. 2, *а*) в исходном литом состоянии абсолютная величина термо-э.д.с. увеличивается с повышением температуры и уменьшается при ее последующем снижении. В случае магния (рис. 1, *б*) и его сплава с кальцием (рис. 2, *б*), закристаллизованных после ЭГИО расплавов, α уменьшается как при нагреве, так и при охлаждении образцов. Для сплава Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti характер зависимости $\alpha = f(T)$ иной: при нагреве абсолютная величина термо-э.д.с. сплава увеличивается, достигая максимума, а затем уменьшается как при нагреве, так и при охлаждении образцов (рис. 3). Считается [1], что сдвиг зависимостей $\alpha = f(T)$, полученных при снижении температуры образцов магния и исследованных сплавов происходит вследствие отжига вакансий и уменьшения их концентрации. Большие величины указанных сдвигов в случае магния и сплавов на его основе, закристаллизованных после ЭГИО расплавов, по сравнению со сплавами в исходном литом состоянии свидетельствуют о том, что такая обработка металлических расплавов обеспечивает более высокую концентрацию избыточных дефектов (вакансий и дислокаций) в процессе их кристаллизации.

Абсолютный коэффициент термо-э.д.с. металлов α связывается с энергией Ферми и температурой соотношением [10]:

$$\alpha = \pi^2 k^2 T / (e E_F),$$

где E_F — энергия Ферми, T — температура, k — постоянная Больцмана, e — заряд электрона. На термо-э.д.с. и E_F оказывают влияние примеси и дефекты — вакансии, дислокации [2, 3, 11].

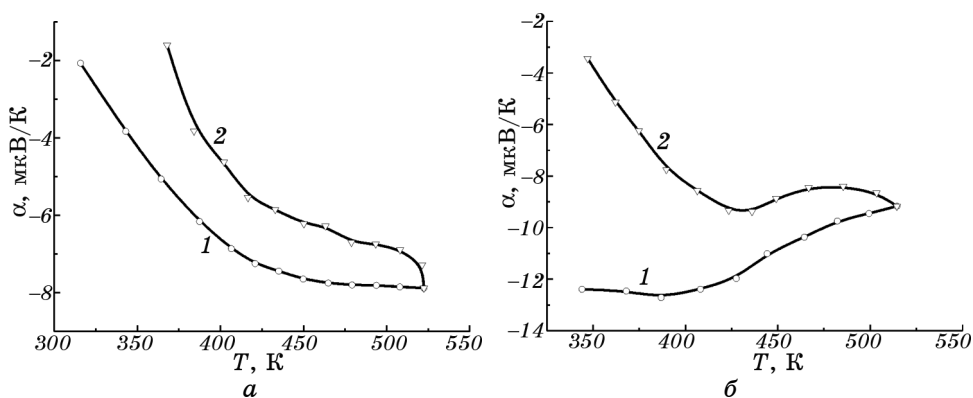


Рис. 1. Температурная зависимость термо-э.д.с. для магния в исходном литом состоянии (*а*) и закристаллизованного после электрогидроимпульсной обработки расплава (*б*): 1 — нагрев, 2 — охлаждение.

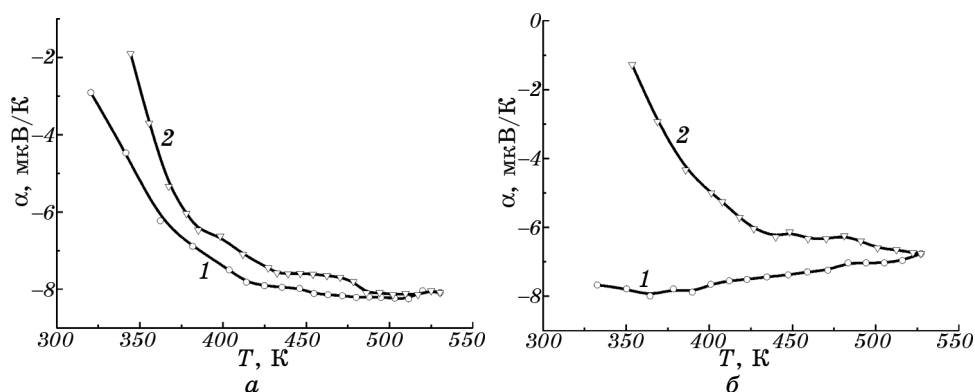


Рис. 2. Температурная зависимость термо-э.д.с. для Mg-0,4Ca в исходном литом состоянии (а) и закристаллизованного после электрогидроимпульсной обработки расплава (б): 1 — нагрев, 2 — охлаждение.

С использованием приведенного соотношения были оценены значения энергии Ферми для магния и его твердых растворов до и после ЭГИО (табл. 1). При этом в формулу подставляли величины α , соответствующие конечному участку кривых $\alpha = f(T)$ при охлаждении образцов сплавов, который отвечает наиболее стабильному состоянию структуры исследуемых сплавов.

Энергия Ферми магния в литом состоянии после пластической деформации сжатия 2% при комнатной температуре составляет 6,37 эВ. Следовательно, «введение» в магний дислокаций обуславливает увеличение термо-э.д.с. (см. рис. 4) и уменьшение E_F .

Уменьшение E_F магния и твердых растворов на его основе при пе-

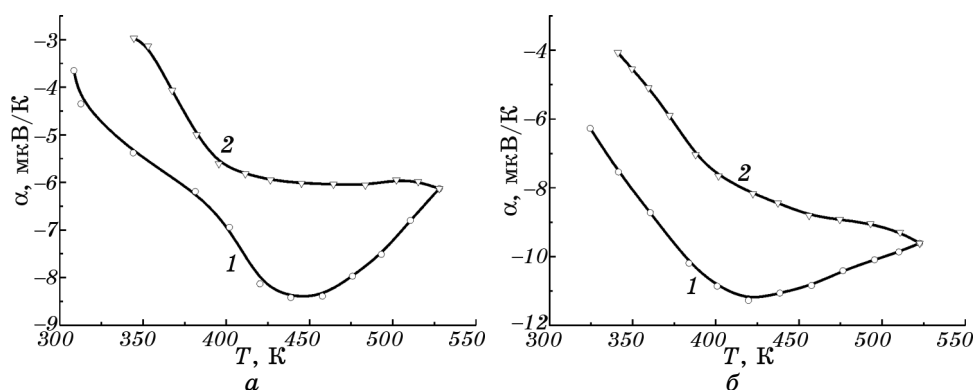


Рис. 3. Температурная зависимость термо-э.д.с. для сплава Mg-10,5Al-0,4Ca-0,3Mn-0,2Ti в исходном литом состоянии (а) и закристаллизованного после ЭГИО расплава (б): 1 — нагрев, 2 — охлаждение.

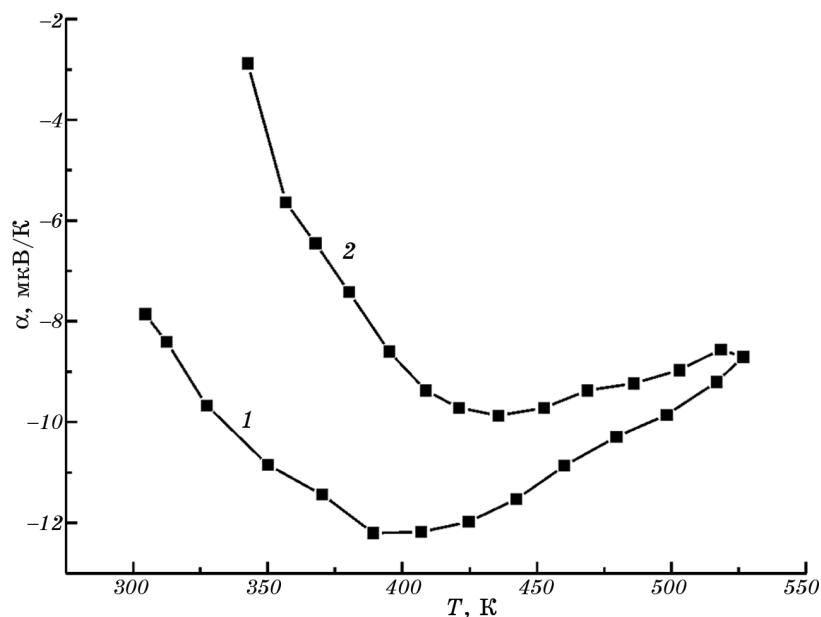


Рис. 4. Температурная зависимость термо-э.д.с. литого магния после деформирования сжатием ($\epsilon = 2\%$): 1 — нагрев, 2 — охлаждение.

переходе от металлических материалов в исходном литом состоянии к материалам, закристаллизованным после ЭГИО расплавов, обусловлено повышением концентрации дефектов (вакансий, дислокаций).

По литературным данным [1–3, 12] термо-э.д.с. сплавов в начале ее измерения обусловлена изменением их электронного строения (вследствие растворения легирующих элементов) и влиянием дефектов (вакансий, дислокаций). Например, в результате исследований термоэлектрических свойств меди и серебра, легированных простыми металлами с валентностью от двух до пяти, было установлено, что увеличение числа валентных электронов (на атом) в

ТАБЛИЦА 1. Вычисленные значения энергии Ферми магния и его сплавов.

Химический состав сплавов	Энергия Ферми магния и твердых растворов на его основе, эВ	
	Исходное литое состояние	Кристаллизация металла после ЭГИО расплава
Mg	6,57	5,18
Mg–0,4Ca	7,05	6,54
Mg–10,5Al–0,4Ca–0,3Mn–0,2Ti	6,07	5,65

твердом растворе приводит к уменьшению абсолютной величины термо-э.д.с. [13]. Так как расплавы магния и его сплавов с Ca, Al, Mn и Ti выливали в медную изложницу, охлажденную до температуры 263 К, то их кристаллизация проходила с повышенной скоростью, которая вызывает пересыщение твердых растворов легирующих элементов (ЛЭ) в ГПУ-Mg и обеспечивает формирование неравновесных концентраций вакансий и дислокаций.

4. АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ

4.1. Изовалентные кристаллы твердого раствора Mg–Ca

Двухвалентные металлы (Mg, Ca, Zn, Sr, Ba и др.) с конфигурацией s^2 валентных электронов, но с различной кристаллической решеткой (ГПУ-Mg, ГЦК-Ca и ГЦК-Sr, ОЦК-Ba и др.), обладают металлическими свойствами, вероятнее всего, из-за перекрытия s -зоны с более высокими энергетическими зонами [13]. В указанных сплавах замещения по мере сближения атомов прочность межатомной связи возрастает. Изовалентная система твердого раствора Mg^{2+} - Ca^{2+} не является исключением (рис. 2). Образование твердых растворов — основное свойство изоморфных изовалентных кристаллов. Так как система Mg–Ca относится к категории сплавов с сильным химическим взаимодействием и характеризуется отрицательной энтальпией (энергией) смешения, упрочняющий элемент Ca эффективно взаимодействует с точечными, линейными и двухмерными дефектами (вакансии, дислокации и границы зерен).

В твердых растворах в соответствии с теорией Смирнова–Бугаева–Татаренко [14] поля напряжений растворенных атомов могут генерировать избыточные вакансии, концентрация которых на 2–3 порядка превышает концентрацию этих термически равновесных дефектов, что подтверждается данными по электросопротивлению и внутреннему трению [15]. При исследовании кинетики отжига вакансий методами неупругой релаксации установлено [15, 16], что локальный диффузионный поток избыточных вакансий может быть связан (по близкодействующему механизму) рациональными легирующими элементами с образованием парных дефектов (первичных нанокластеров) «вакансия–растворенный атом ЛЭ». Тем самым создаются термодинамические и кинетические барьеры (диффузионного происхождения) для миграции вакансий к границам/поверхностям раздела и их аннигиляции на этих эффективных стоках. Самыми эффективными барьерами считаются редкоземельные металлы, образующие наиболее высокие энергии связи с вакансиями, однако их стоимость является важным ограничением для современной технологии. По данным [1, 17] вакансии вносят значительный вклад в термо-э.д.с. Из-за присутствия вакансий в

магниевого сплава уменьшается количество атомов, передающих электроны в полосу проводимости. Так как вакансии в металлических кристаллах обуславливают увеличение их объема [18], уменьшение концентрации электронов проводимости сопровождается снижением энергии Ферми в ГПУ-Mg и твердых растворах на его основе (табл. 1).

В твердом растворе $Mg \leq 0,4Ca$ кальций может функционировать в качестве диффузионной ловушки для вакансий с образованием парного дефекта с высокой энергией связи ($E_{CB}^B \cong 0,5$ эВ). С другой стороны, Ca считается медленно сегрегирующим элементом твердого раствора, образующим плотные атмосферы на дислокациях и сегрегации на границах зерен/поверхностях раздела [6]. Однако энергия связи E_{CB}^D дислокации с растворенными атомами кальция зависит от их концентрации (табл. 2). По данным внутреннего трения с уменьшением концентрации Ca в ГПУ-Mg до предела эффективной растворимости (Mg-1,4Ca, Mg-1,2Ca и Mg-0,4Ca) энергия связи E_{CB}^D уменьшается: 0,5, 0,3 и 0,1 эВ соответственно.

Наличие низкоэнергетических (слабосвязанных) дефектов «растворенный атом Ca-дислокация» в сплаве Mg-0,4Ca означает возможность их распада в условиях термической активации с последующей аннигиляцией на стоках.

4.2. Гетеровалентные кристаллы сплавов Mg-Al, Mn и Mg-Al-Ca, Mn, Ti

При введении дислокаций в ГПУ-Mg, т.е. в матрицу сплава $Mg^{2+}-Al^{3+}-Ca^{2+}-Mn^{2+...7+}-Ti^{4+}$, характер температурной зависимости $\alpha(T)$, глубина максимума $\alpha_{max}(T)$ при 410–430 К, а также энергия Ферми оказываются практически одинаковыми для слабдеформированного магния (рис. 4) и сплава (рис. 3). Это означает фактически, что избыточные дефекты одного типа (дислокации) вносят существенный положительный вклад в абсолютную величину термо-э.д.с. и уменьшают энергию Ферми. Учитывая, что при температурах нагрева/охлаждения 410–430 К происходит наиболее интенсивная конденсация ЛЭ на дислокациях с образованием плотных атмосфер Коттрелла [6, 19], есть все основания утверждать, что именно дислокационные атмосферы ЛЭ контролируют взаимодействие электронных и дефектных структур в исследованных гетеровалентных

ТАБЛИЦА 2. Энергии связи дислокаций с растворенными атомами ЛЭ в ГПУ-Mg и магниевых сплавах.

Сплав	ГПУ-Mg	Mg-Al	Mg \leq 0,4Ca	Mg-12,5Al-1,4Ca	Mg-12,5Al-1,3Ca-0,28Mn-0,1Ti
U_c , эВ	0,2	0,15	0,05–0,1	0,5	0,3

системах сплавов.

В соответствии с известными представлениями Коттрелла и Фриделя с сотрудниками [20, 21] значительное увеличение концентрации ЛЭ/ПА (ПА — примесные атомы) с валентностью и избыточным зарядом, более высокими по сравнению с матрицей, изменяет плотность электронов в атмосферах Коттрелла на дислокациях, сдвигает энергетический уровень Ферми, увеличивает энергию связи между дефектами и отклоняет энергию активации (ЭА) диффузии ЛЭ/ПА (вдоль дислокации) от ЭА самодиффузии (рис. 5). Из-за искажения (дилатации) ГПУ решетки вблизи дислокационной атмосферы Коттрелла электроны перетекают из сжатой области (экстраплоскости) в растянутую область до тех пор, пока электрический диполь не скомпенсирует сдвиг энергетического уровня Ферми [21].

Образование твердых растворов — основное свойство изоморфных изовалентных кристаллов, тогда как для гетеровалентных кристаллов различие зарядов в твердых растворах Mg–Al–Ca, Mn–Ti компенсируется вакансиями. Для первой группы 3*d*-переходных металлов (Ti, Sc, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni), которая считается механической основой современной цивилизации, второй группы 4*d*-переходных металлов (Y, Zr, Nb, Mo и др.) и 3 группы 5*d*-переходных металлов (La, Ta, Re и др.) некоторые физические свойства определяются перекрытием *s*-зоны проводимости с *d*-зоной, заполненной частично и расположенной энергетически под *s*-зоной [13]. При этом *d*-зона характеризуется высокой плотностью состояний, на порядок большей по сравнению с плотностью состояний в *s*-

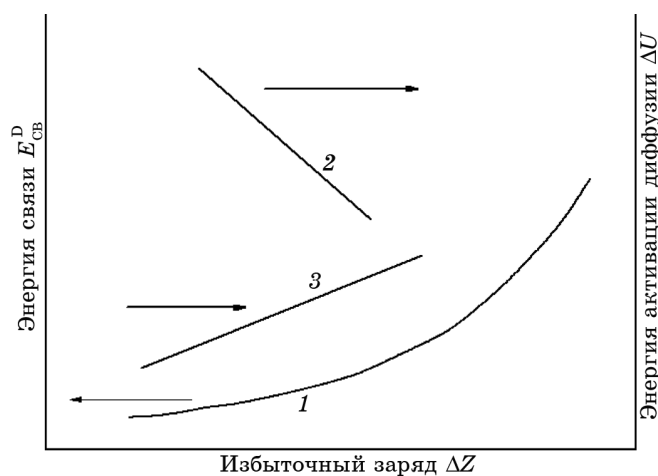


Рис. 5. Зависимости энергии связи (E_{CB}^D) сегрегаций ЛЭ на дислокациях (1) и энергии активации объемной диффузии (2) и диффузии вдоль дислокаций (3) от избыточного заряда ΔZ (обобщенные схематические представления) [14, 22, 23].

зоне. Существуют также две подзоны, которые содержат неравное число электронов с противоположно направленными спинами.

Алюминий является трехвалентным химическим элементом. При растворении его в ГПУ-Mg увеличивается концентрация электронов проводимости и возрастает энергия Ферми. Кальций, также как и магний, является двухвалентным химическим элементом, но более эффективным донором электронов [9]. Растворение кальция в ГПУ-Mg должно приводить к повышению концентрации электронов проводимости и энергии Ферми. Валентность марганца изменяется от двух до семи [12]. Растворение марганца в ГПУ-Mg либо не влияет на концентрацию электронов в его полосе проводимости, либо приводит к ее повышению с уменьшением α . Гетеровалентная система ГПУ Mg-Ti относится к категории так называемых несмешиваемых систем (immiscible systems) в жидком и твердом состоянии, что усложняет физическую интерпретацию полученных результатов для системы Mg-Al-Ca, Mn-Ti. Тем не менее, для несмешиваемых систем с высокой положительной энтальпией смешения (16–30 кДж/моль для ГПУ Mg-Ti) эффективная растворимость на структурных дефектах в поле напряжения дислокаций является единственной возможностью понижения упругой энергии, которая вызывает усиление вклада электростатического потенциала дислокации.

К этому следует добавить, что по данным механической спектроскопии [6, 19] сплав Mg-Al-Ca, Mn-Ti сохраняет свою термическую стабильность до 673 К. Это означает, что при измерениях термо-э.д.с. до 525 К можно рассчитывать на формирование тонкой структуры, состоящей из дислокационных атмосфер (Коттрелла) и, как следствие, на сдвиг энергетического уровня Ферми.

Активационный анализ параметров дислокационного затухания (АЗВТ) (табл. 2) подтверждает взаимодействие дислокаций с атмосферами с энергией связи ($E_{CB}^D \cong 0,3$ эВ), что указывает на существование эффективной растворимости этого тугоплавкого элемента в ГПУ-Mg. При этом по данным АЗВТ Ti кардинально повышает высокотемпературную прочность этого сплава (на 150–200 К) [6, 19]. Следует особо отметить отсутствие гистерезиса АЗВТ, который может быть вызван интенсивным размножением дислокаций. Фиксируются только линейные зависимости АЗВТ. Повышение энергии связи E_{CB}^D трех и тем более четырехвалентных ионов с дислокациями указывает на существование суммарного упругого и электростатического вкладов в E_{CB}^D .

Модифицированная версия модели Коттрелла для эффекта Портевена-Ле Шателье (прерывистое течение) связывает его с близкостоящей диффузией кластеров «избыточная вакансия-растворенный атом», которые блокируют дислокации с участием сгенерированных деформацией вакансий [22].

5. ВЫВОДЫ

1. Процессы коллективного взаимодействия дефектов по близкостоящим механизмам оказывают существенное влияние на положение энергетического уровня Ферми, демонстрируя тем самым взаимосвязь дефектных и электронных структур в ГПУ-Mg и его сплавах. Тем не менее, однозначно и окончательно разделить вклады избыточных вакансий и дислокаций на этом этапе исследований пока не представляется возможным.

2. Электрогидроимпульсная обработка расплавов облегчает эффективную растворимость в ГПУ-Mg тугоплавких металлов с большой положительной энтальпией смешения, например титана ($E_{см} = 16-30$ кДж/моль для несмешиваемой системы ГПУ-Mg-Ti). При этом конденсация атомов титана на дислокациях сопровождается увеличением энергии связи до 0,3 эВ. Кроме того, электрогидроимпульсная обработка расплавов воздействует на атомный механизм кристаллизации, подтверждая генетическую связь дефектных и электронных структур исследованных металлических систем жидких и твердых сплавов.

3. Анализ и обобщение полученных результатов убеждает в том, что избыточная концентрация вакансий (парных дефектов) контролирует положение энергетического уровня Ферми в изовалентном твердом растворе Mg-0,4Ca. Связанные состояния дислокаций (в виде дислокационных атмосфер Коттрелла) вносят преимущественный вклад в температурные изменения термо-э.д.с. и энергию Ферми гетеровалентного сплава системы Mg-Al-Ca, Mn-Ti. Расширяя температурно-концентрационную область первичного α -твердого раствора и повышая концентрацию вакансий, импульсная обработка как бы воспроизводит закалку на твердый раствор, с более высокой скоростью кристаллизации при пониженных температурах.

4. Полученные результаты являются физической основой для разработки современной технологии импульсной обработки магниевых и других легких сплавов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. С. Д. Герцрикен, М. М. Новиков, *УФЖ*, 4, № 5: 681 (1959).
2. В. Н. Светлов, В. Б. Степанов, *ФНТ*, 32, № 7: 919 (2006).
3. А. А. Мамалуй, Т. Н. Шелест, Х. Б. Чашка, *ФНТ*, 26, № 2: 176 (2000).
4. S. J. Noronha, J. Huang, and N. M. Choniem, *J. Nucl. Mater.*, 329-333: 1180 (2004).
5. U. Schily, *Galvanotechnic, B*, 89, No. 9: 2921 (1998).
6. В. Г. Ткаченко, К. Ч. Ким, Б. Г. Мун и др., *УФМ*, 11, № 2: 243 (2010).
7. І. Н. Максимчук, А. О. Хрипливий, В. Г. Ткаченко, В. В. Фрізель, *Металознавство та обробка металів*, № 4: 10 (2012).

8. В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов, *Физические методы воздействия на процесс затвердевания сплавов* (Москва: Металлургия: 1995).
9. Г. В. Самсонов, *Конфигурационная модель вещества* (Киев: Наукова думка: 1972).
10. А. Блат, *Физика электронной проводимости в твердых телах* (Москва: Мир: 1971).
11. Б. Т. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий, *Физические свойства металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1980).
12. *Свойства элементов* (Ред. М. Е. Дриук) (Москва: Металлургия: 1985), с. 672.
13. Ч. Киттель, *Элементарная физика твердого тела* (Москва: Наука: 1965).
14. В. Н. Бугаев, В. А. Татаренко, *Взаимодействие и распределение атомов в сплавах внедрения на основе плотноупакованных металлов* (Киев: Наукова думка: 1989).
15. В. Г. Ткаченко, *Физические основы формирования и восстановления механических свойств редких металлов и прецизионных сплавов* (Киев: Наукова думка: 1996).
16. В. Г. Ткаченко, О. І. Кондрашев, І. М. Максимчук, *Фізичні основи фотоелектроніки металічних кристалів* (Київ: Академперіодика: 2009).
17. Y. A. Kraftmakher, *Modulation Calorimetry: Theory and Application* (Berlin Heidelberg: Springer-Verlag: 2004).
18. *Физическое металловедение. Дефекты кристаллического строения, механические свойства металлов и сплавов* (Ред. Р. Канн) (Москва: Мир: 1968).
19. V. G. Tkachenko, K. H. Kim, B. G. Moon, and A. S. Vovchok, *J. Mater. Sci.*, **46**, No. 14: 4880 (2011).
20. A. H. Cottrell, S. G. Hunter, and F. R. N. Nabaro, *Philos. Mag.*, **44**: 8 (1953).
21. Ж. Фридель, *Дислокации* (Москва: Мир: 1967), с. 431.
22. K. L. Murty, F. A. Mohamed, and J. E. Dorn, *Scr. Metall.*, **5**: 1087 (1971).