

УДК 539.2/6

## СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЁРЕН ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

© 2013 г. О. А. Когтенкова<sup>1</sup>, П. Земба<sup>2</sup>, Т. Чеппе<sup>2</sup>, Л. Л. Литыньска-Добжинска<sup>2</sup>,  
Б. Б. Страумал<sup>1</sup>, А. Н. Некрасов<sup>3</sup>

E-mail: koololga@issp.ac.ru

В работе представлены данные по изменению структуры и свойств сплавов на основе алюминия, которые были подвергнуты интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением. Изучены микроструктура, фазовый состав и их изменение с температурой для двойных (Al–Zn, Al–Mg) и тройных (Al–Mg–Zn) сплавов; построены коноды фазового перехода смачивания границ зерен, линии зернограничного сольвуса на фазовых диаграммах систем Al–Zn и Al–Mg; описано смещение фазового состава в объеме зерен алюминия из области Al +  $\tau$  в область Al +  $\eta$  фазовой диаграммы Al–Mg–Zn при увеличении удельной площади границ зёрен.

DOI: 10.7868/S0367676513110227

### ВВЕДЕНИЕ

Системы Al–Zn, Al–Mg и Al–Mg–Zn являются базовыми при производстве широко используемых материалов в различных областях техники, поэтому исследование зернограничных (ЗГ) фазовых переходов в этих системах позволит не только внести вклад в понимание физических основ протекания данных процессов, но и будет способствовать разработке новых материалов для нужд современной промышленности.

Кан первый теоретически предсказал существование фазовых переходов смачивания внутренних границ раздела [1], а именно: межзёренная граница может содержать тонкие устойчивые прослойки второй фазы, которые неустойчивы в объеме. Такие тонкие прослойки часто называют “зернограничной фазой”. Они наблюдались в многокомпонентных оксидах [2], нитриде кремния [3], а также в нанокристаллических материалах Nd–Fe–B, Fe–Cu–Nb–Si–B и Fe–Zr–Cu–B, обладающих магнитными свойствами [4–6]. Тем не менее точная природа ЗГ-прослоек и термодинамические условия для их формирования во многих случаях остаются неизвестными. Именно поэтому ЗГ-фазовые переходы представляют непрерывно растущий интерес, особенно с тех пор, как нанокристаллические материалы стали одним из самых перспективных направлений развития материаловедения. Поскольку эти матери-

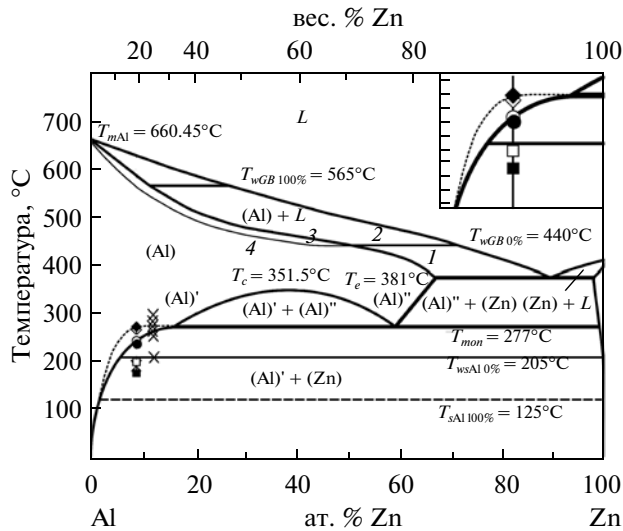
алы обладают малым размером зерен и значительная доля атомов находится в них на границах зёрен (ГЗ), их свойства могут радикально измениться в результате существования ЗГ-фаз.

Условия для существования равновесной ЗГ-фазы в однофазной области объемной фазовой диаграммы в сильной степени зависят от условий для ЗГ-переходов в двухфазных областях объемной фазовой диаграммы (рис. 1). Проанализируем ЗГ-фазовый переход смачивания жидкой фазой. Смачивание зависит от энергии ГЗ,  $\sigma_{GB}$ . Рассмотрим контактный угол  $\theta$  между материалом с ГЗ и жидкой фазой. Когда  $\sigma_{GB}$  ниже, чем  $2\sigma_{SL}$ , где  $\sigma_{SL}$  – это энергия межфазной границы жидкой и твердой фаз, то ГЗ смочена неполностью, и  $\theta > 0^\circ$  (точка 1 на фазовой диаграмме Al–Zn на рис. 1). Но если  $\sigma_{GB} \geq 2\sigma_{SL}$ , то ГЗ полностью смочена, и контактный угол  $\theta = 0^\circ$  (точка 2). Если кривые, описывающие температурные зависимости  $2\sigma_{SL}$  и  $\sigma_{GB}$ , пересекаются, то ЗГ-фазовый переход смачивания будет происходить при некоторой температуре  $T_W$ . При  $T \geq T_W$  контактный угол  $\theta = 0^\circ$ . Конода ЗГ-фазового перехода смачивания появляется при  $T_W$  в  $S + L$ -области объемной фазовой диаграммы. При пересечении объемного солидуса между точками 2 и 3 жидкая фаза становится метастабильной. Ее появление на границе зерен вызывает потерю энергии  $\Delta g$ . Энергетический выигрыш  $(\sigma_{GB} - \sigma_{SL})$  около  $T_W$  может стабилизировать ЗГ-жидкоподобную прослойку толщиной  $l$ . Если двигаться от двухфазной области  $S + L$  в однофазную область  $S$  объемной фазовой диаграммы (от точки 2 к точке 3), то потеря энергии  $\Delta g$ , вызванная образованием метастабильной квазижидкой прослойки, увеличивается. ЗГ-жидкоподобные прослойки исчезают у ЗГ-солидуса, где

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка.

<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения Польской академии наук, Краков.

<sup>3</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт экспериментальной минералогии Российской академии наук, Черноголовка.



**Рис. 1.** Фазовая диаграмма Al–Zn с конодами фазовых переходов смачивания. Толстыми линиями показаны фазовые превращения в объеме. Тонкие и пунктирные линии обозначают зернограничные фазовые превращения. Вертикальная тонкая линия при 20 мас. % Zn показывает изученный состав. На врезке в увеличенном масштабе показана изученная область температур и концентраций в КВД образца, нагретых в ДСК. Пустые символы соответствуют скорости ДСК  $10 \text{ K} \cdot \text{мин}^{-1}$ , а залитые – скорости  $20 \text{ K} \cdot \text{мин}^{-1}$ . Крестиками обозначены экспериментальные точки для литых сплавов [16].

$\Delta g$  становится равной  $\sigma_{GB} - \sigma_{SL}$ . Следовательно, устойчивая прослойка жидкоподобной фазы (которая неустойчива в объеме) может существовать на ГЗ между линиями объемного и ЗГ-солидуса (точка 3). В точке 4 ГЗ “чистая” и содержит только обычный адсорбционный слой второго компонента. Температура  $T_W$  зависит от энергии ГЗ  $\sigma_{GB}$ . ГЗ с высокой  $\sigma_{GB}$  имеют низкую  $T_W$ . В области  $S + L$  выше минимальной  $T_W$  существует семейство конод ЗГ-смачивания для максимальной  $\sigma_{GB}$ . Эти коноды ЗГ-фазового перехода смачивания продолжают как семейство линий ЗГ-солидуса в однофазной области  $S$ .

Переход от неполного смачивания ГЗ-жидкой фазой к полному всегда происходит с повышением температуры [7–9], так как удельная избыточная свободная энергия границы твердой и жидкой фаз  $\sigma_{SL}$  всегда падает с температурой быстрее, чем у границы двух твердых фаз  $\sigma_{GB}$ . Если смачивающая фаза твердая, то переход от неполного смачивания ГЗ к полному может происходить как при повышении [9], так и при понижении температуры [10]. Цель настоящей работы – исследование фазовых переходов “смачивания” второй твердой фазой в сплавах на основе алюминия (литых и деформированных методом кручения под высоким давлением – КВД).

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследуемые сплавы на основе алюминия Al–(10, 20, 30) мас. % Zn, Al–(5, 10, 15, 18, 25 мас. %) Mg и Al–(2, 4 мас. %) Mg–(5, 10 мас. %) Zn выплавлялись из высокочистых компонентов (5N5 Al, 5N Zn и 4N5 Mg) в вакуумной индукционной печи. Для экспериментов от цилиндрического слитка алюминиевого сплава диаметром 10 мм отрезались диски толщиной 2 мм. Литые диски этого сплава, очищенные химическим травлением, были подвержены деформации кручения под высоким давлением при комнатной температуре под давлением 5 ГПа на наковальнях Бриджмена (5 оборотов со скоростью 1 об./мин). Для проведения структурных исследований и калориметрических измерений образцы диаметром 3 мм вырезались на середине радиуса деформированных КВД дисков. Исследования проводились в два этапа. На первом этапе литые сплавы отжигались в электропечи Snol 6.7/1300 от 100 до  $300^\circ\text{C}$  с интервалом в  $50^\circ\text{C}$  в течение 4000 часов. На втором этапе литые и деформированные образцы нагревались в дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК) от комнатной температуры до  $350^\circ\text{C}$  со скоростью  $10$  и  $20 \text{ K} \cdot \text{мин}^{-1}$ .

Образцы сплавов до и после деформации исследовались методами дифференциальной сканирующей калориметрии, выполненной на калориметрах TA Instruments 910 и 1600; просвечивающей электронной микроскопии, проведенной на микроскопе Philips CM 20 при ускоряющем напряжении 200 кВ и сканирующей электронной микроскопии, проведенной на сканирующем микроскопе Philips XL30, оснащенном энергодисперсионным спектрометром LINK ISIS Oxford Instruments.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На основе данных рентгеноструктурного анализа и электронно-микроскопических исследований было показано, что в структуре всех изученных сплавов Al–Zn, Al–Mg и Al–Mg–Zn присутствует твердый раствор на основе алюминия [11]. При этом сплавы Al–Zn до и после деформации являются двухфазными: в них присутствуют твердые растворы (Al) и (Zn). В структуре сплавов Al–Mg как в исходном, так и в деформированном состоянии содержится интерметаллидная фаза  $\beta$  ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) [12]. Литые недеформированные сплавы Al–Zn–Mg содержат мелкие частицы фаз  $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$  ( $\tau$ -фаза),  $\text{MgZn}_2$  ( $\eta$ -фаза),  $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$  ( $\eta'$ -фаза) и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$ , вкрапленные в матрицу твердого раствора на основе алюминия (Al). В результате интенсивной пластической деформации (ИПД) частицы фаз  $\tau$ ,  $\eta$ ,  $\eta'$  и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$  полностью растворяются.

ИПД приводит к сильному уменьшению размера зёрен и распаду пересыщенного твердого раствора в изучаемых сплавах. Размер зёрен становится на 2–3 порядка меньше, чем в литых сплавах. Частицы интерметаллидов и (Zn), размер которых составляет около 10 нм, равномерно распределены по объему материала. Вероятный механизм распада пересыщенного твердого раствора – это зернограничная диффузия, ускоренная потоком неравновесных вакансий.

На первом этапе мы исследовали литые сплавы с размером зерен около 500 мкм. Цель этого исследования – определение температуры фазового перехода смачивания второй твердой фазой в низкотемпературной области объемных фазовых диаграмм сплавов Al–Zn и Al–Mg.

Рассмотрим более подробно каждую из систем.

### 1. Сплавы Al–Mg

Эксперименты проводились на поликристаллах Al–Mg с процентным содержанием второго компонента 10, 15, 18 и 25 мас. % Mg, которые отжигались в течение 4000 часов в двухфазной области фазовой диаграммы. Температура начала зернограничного фазового перехода соответствует  $T_{wsmin} = 220 \pm 5^\circ\text{C}$  (рис. 2). Выше этой температуры частицы фазы  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  образуют цепочки вдоль границ зерен Al/Al, не все границы зёрен Al/Al полностью смочены слоем фазы  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ . Контактный угол между частицами  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  и границами зёрен Al/Al мал, но не равен нулю. Ниже  $T_{wsmin}$  ГЗ, смоченные второй фазой, не наблюдаются. С ростом температуры количество границ Al/Al, полностью смоченных фазой  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ , увеличивается. Выше максимальной температуры зернограничного фазового перехода смачивания  $T_{wsmax} = 410 \pm 5^\circ\text{C}$  все границы Al/Al полностью смочены фазой  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  и отделены друг от друга непрерывным слоем  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ . Толщина смачивающего слоя  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  зависит от количества фазы и возрастает с увеличением содержания магния в сплаве. Таким образом, между  $T_{wsmin}$  и  $T_{wsmax}$  доля смоченных границ зёрен постепенно увеличивается с ростом температуры от 0 до 100%.

### 2. Сплавы Al–Zn

В системе Al–Zn, как и в системе Al–Mg, наблюдалось смачивание границ зёрен твердой фазой. Но если в системе Al–Mg переход от неполного смачивания границ зёрен к полному происходит с повышением температуры, как и при жидкофазном смачивании [13], то в системе Al–Zn этот переход происходит с понижением температуры.

Эксперименты проводились на поликристаллах Al–Zn с процентным содержанием второго компонента 10, 20 и 30 мас. % Zn, которые отжи-

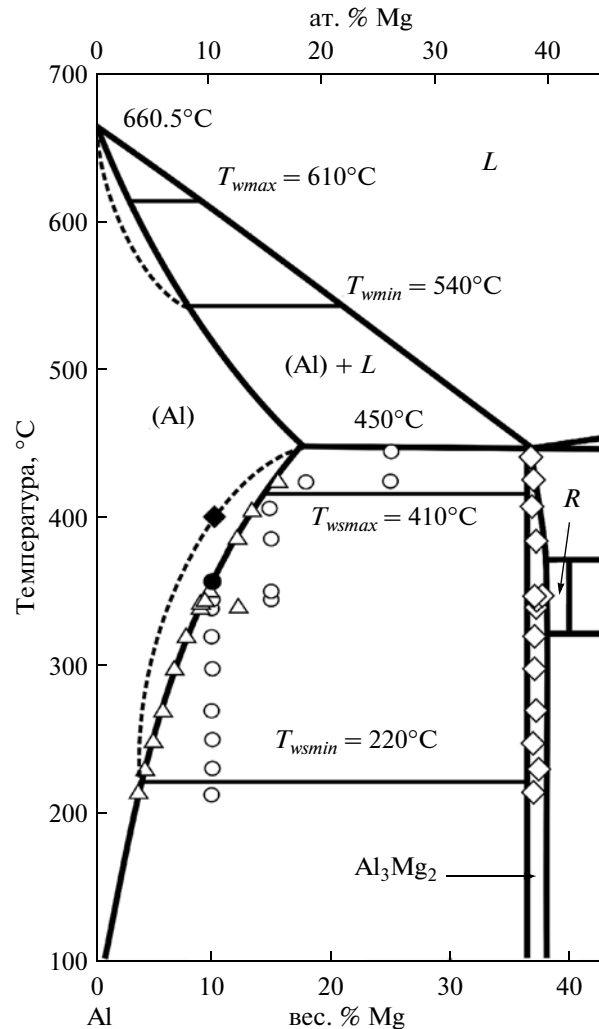


Рис. 2. Фазовая диаграмма Al–Mg с конодами фазовых переходов смачивания. Толстыми линиями показаны фазовые превращения в объеме. Тонкие и пунктирные линии обозначают зернограничные фазовые превращения. Пустые символы соответствуют экспериментальным точкам для литых сплавов, заштрихованные – для деформированных сплавов, нагретых в ДСК [13].

гались в течение 1000–4000 часов ниже монотектоидной температуры  $T_{mon} = 277^\circ\text{C}$ .

В ходе данного исследования был измерен средний контактный угол  $\theta$  между границами зёрен (Al)/(Al) и зернограничными частицами фазы (Zn) в поликристаллах. С понижением температуры  $\theta$  падает. Таким образом, было определено, что температура полного “смачивания” границ зёрен второй твердой фазой (т.е. ГЗ Al/Al полностью покрыты прослойками твердого цинка) в сплавах Al–Zn соответствует  $T_{wsAl\ 100\%} = 125 \pm 5^\circ\text{C}$  (рис. 1). А выше температуры  $T_{wsAl\ 0\%} = 205 \pm 5^\circ\text{C}$  ГЗ, смоченные второй фазой, не наблюдаются.

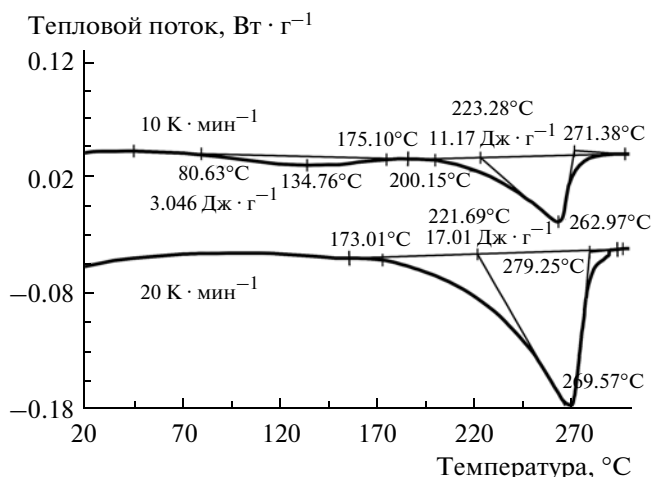


Рис. 3. ДСК-кривые для сплава Al–20 мас. % Zn после КВД при 10 и 20 К · мин<sup>-1</sup>.

В результате на объёмных фазовых диаграммах Al–Zn и Al–Mg были построены новые линии (коноды) ЗГ-фазовых превращений (рис. 1, 2).

На втором этапе исследований мы изучили литые (размер зёрен 500 мкм) и деформированные сплавы Al–Zn, Al–Mg и Al–Mg–Zn (размер зёрен 100–200 нм) с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии.

Рассмотрим более подробно каждую из систем.

#### 1. Сплавы Al–Zn

Исследовался сплав Al–20 мас. % Zn до и после КВД при скорости нагрева в дифференциальном сканирующем калориметре 10 и 20 К · мин<sup>-1</sup>. Перераспределение цинка, локализованного после КВД в тройных стыках зёрен (Al), в прослойки по границам зёрен (Al)/(Al) вызвано склонностью этих границ зёрен к полному смачиванию прослойками цинка. В экспериментах первого этапа зёрна были велики (до полумиллиметра) и границы не двигались при отжиге. Соответственно перераспределение цинка по границам зёрен алюминия требовало диффузии на большие расстояния и огромных времён отжига. На данном этапе при субмикронном размере зёрен они еще и росли при отжиге. Короткие диффузионные пути и миграция границ при росте зёрен облегчили формирование равновесных смачивающих прослоек цинка на границах зёрен в алюминии (подобно тому, как умеренная миграция границ зёрен облегчает формирование их равновесной огранки [3, 4]).

Согласно стандартным методам интерпретации ДСК-кривых [14], на кривых рис. 3 можно выделить три точки. Минимум при 263.0°C (10 К · мин<sup>-1</sup>) или 269.6°C (20 К · мин<sup>-1</sup>) соответствует завершению экзотермической реакции (ромбы на рис. 3). Тем-

пература начала экзотермической реакции получается, если провести из точки минимума в сторону низких температур касательную к ДСК-кривой до ее пересечения с базовой линией [14]. Это пересечение наблюдается при 223.3°C (10 К · мин<sup>-1</sup>) или 221.7°C (20 К · мин<sup>-1</sup>). Эти значения не только очень близки друг к другу, но и хорошо совпадают с точкой на линии предела растворимости (сольвусе) для изученного сплава Al–20 мас. % Zn (отмечены кружками на фазовой диаграмме на рис. 3). У одностадийной экзотермической реакции точка пересечения касательной с базовой линией практически совпадает с температурой, где кривая тепловыделения начинает уходить от базовой линии вниз [14]. В нашем случае этот процесс начинается намного раньше, а именно при 202.2°C (10 К · мин<sup>-1</sup>) и 173.0°C (20 К · мин<sup>-1</sup>, квадраты на рис. 3) соответственно. Это означает, что наблюдаемая экзотермическая реакция состоит как минимум из двух стадий. Более того, при нагреве со скоростью 10 К · мин<sup>-1</sup> наблюдается еще один мелкий и широкий минимум на кривой тепловыделения между 80.6°C и 175.1°C. Его не видно на кривой, снятой со скоростью 20 К · мин<sup>-1</sup>, где он, по всей видимости, сливается с “главным” минимумом, который возникает тут намного раньше (уже при 173.0°C), чем при нагреве со скоростью 10 К · мин<sup>-1</sup> (202.2°C).

Процессы, которые проявляются на кривых ДСК ниже 200°C, связаны с перераспределением частиц цинка в смачивающие прослойки по границам зёрен и с частичным растворением цинка в объеме зёрен алюминия. При дальнейшем нагреве выше 200°C экзотермическая реакция полного растворения цинка в алюминии  $Zn + Al \rightarrow (Al)$  продолжается. Она должна бы закончиться при температуре сольвуса ~223°C (кружки на рис. 1), однако этого не происходит, и реакция продолжается и заканчивается только лишь при 263–270°C (ромбы на рис. 1). Таким образом, с помощью ДСК впервые удалось определить положение линии зернограничного сольвуса для сплава Al–20 мас. % Zn (рис. 1). Недеформированные образцы ведут себя так же, как и деформированные при 10 К · мин<sup>-1</sup>.

#### 2. Сплавы Al–Mg

Сплавы Al–Mg с содержанием второго компонента 5 и 10 мас. % исследовались с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии до и после КВД. В образцах сплава Al–5 мас. % Mg после деформации на кривых ДСК наблюдается минимум при 275.1°C (рис. 4). Температура 275.1°C лежит на 25°C выше линии объёмного сольвуса фазовой диаграммы (рис. 1). Данный факт может свидетельствовать о том, что выше линии объёмного сольвуса происходит растворе-

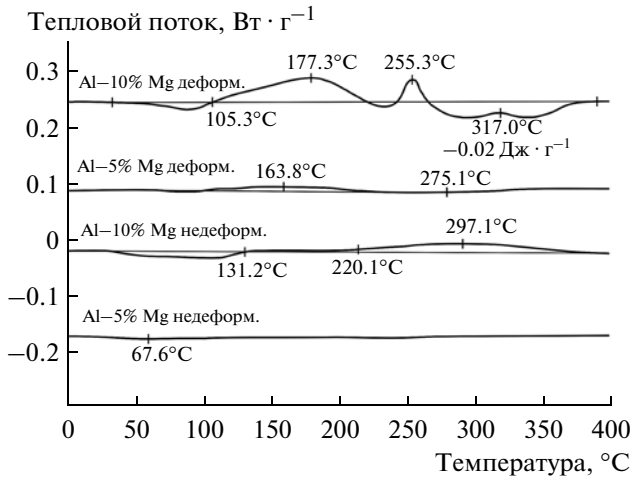


Рис. 4. ДСК-кривые для сплава Al–5 мас. % Mg и Al–10 мас. % Mg до и после деформации.

ние частиц второй фазы  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ , расположенных на границах зёрен (в объеме этот процесс уже завершился при  $241.2^\circ\text{C}$ ). При  $400^\circ\text{C}$  прослойки второй фазы уже не наблюдаются. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, в деформированных и недеформированных сплавах Al–10 мас. % Mg, нагретых в ДСК от 20 до  $400^\circ\text{C}$ , выше объёмного сольвуса при  $400^\circ\text{C}$  на ГЗ также наблюдались прослойки второй фазы  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ .

Таким образом, с помощью ДСК впервые удалось определить положение линии зернограничного сольвуса для сплавов Al–Mg.

### 3. Сплавы Al–Mg–Zn

Исследовались тройные сплавы Al–4 мас. % Mg–10 мас. % Zn и Al–2 мас. % Mg–5 мас. % Zn до и после деформации [15]. Литые недеформированные сплавы содержат мелкие частицы фаз  $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$  ( $\tau$ -фаза),  $\text{MgZn}_2$  ( $\eta$ -фаза),  $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$  ( $\eta'$ -фаза) и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$ , вкрапленные в матрицу твердого раствора на основе алюминия. Во время нагрева в ДСК все эти фазы растворяются около  $148^\circ\text{C}$ . Вместо них при температуре примерно  $222^\circ\text{C}$  образуются  $\tau$ -наночастицы, когерентные с матрицей (Al). КВД литых сплавов сильно измельчает зерна твердого раствора (Al) от 500 мкм до 120–150 нм. Частицы фаз  $\tau$ ,  $\eta$ ,  $\eta'$  и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$ , вкрапленные в матрицу твердого раствора на основе Al, полностью растворяются при интенсивной пластической деформации. В результате нагрева нанозернистого твердого раствора на основе Al формируется  $\eta$  фаза, объёмная доля которой растёт с повышением температуры. За счет того что магний в большей степени адсорбируется на границах зёрен, чем цинк, фазовый состав в объёме зёрен (Al) нанозернистых образцов смещается на тройной фа-

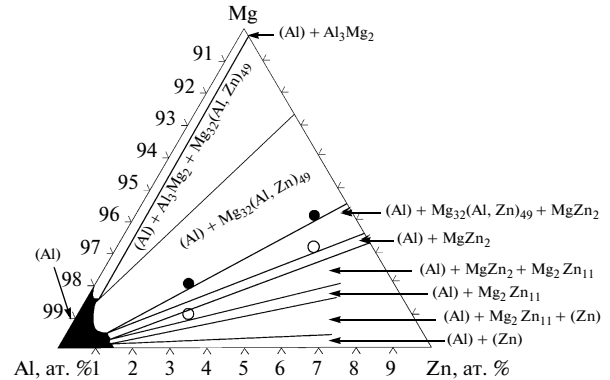


Рис. 5. Тройная фазовая диаграмма Al–Mg–Zn при  $25^\circ\text{C}$  [17]. Залитые кружки соответствуют составу изучаемых сплавов, открытые – расчетному составу для внутренних зёрен для случаев ЗГ-адсорбции в монослое Mg и ЗГ-адсорбции при отсутствии Zn для зёрен размером 150 нм.

зовой диаграмме Al–Mg–Zn из области (Al) +  $\tau$  в область (Al) +  $\eta$  (рис. 5).

## ВЫВОДЫ

1. Построены коноды фазового перехода смачивания в системах Al–Zn и Al–Mg.
2. Построены линии зернограничного сольвуса в однофазной области (Al) на фазовых диаграммах Al–Zn и Al–Mg.
3. На границах зёрен выше линий объёмного сольвуса в системах Al–Zn и Al–Mg наблюдаются выделения второй фазы.
4. В сплаве Al–Mg–Zn КВД приводит к полному растворению мелких частиц фаз  $\tau$ ,  $\eta$ ,  $\eta'$  и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$ , вкрапленных в матрицу твердого раствора на основе Al.
5. Во время нагрева литых образцов сплава Al–Mg–Zn, неравновесные фазы  $\tau$ ,  $\eta$ ,  $\eta'$  и  $\text{Mg}_7\text{Zn}_3$  растворяются, а частицы равновесной фазы  $\tau$  растут. Напротив, в результате нагрева нанозернистого твердого раствора на основе Al формируется  $\eta$ -фаза, которая растёт с ростом температуры.
6. На тройной фазовой диаграмме Al–Mg–Zn фазовый состав внутри зерна (Al) смещается от области (Al) +  $\tau$  к области (Al) +  $\eta$ .

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cahn J.W. // J. Chem. Phys. 1977. V. 66. P. 3667.
2. Onreabroy W., Sirikulrat N., Brown A.P. et al. // Sol. State Ionics. 2006. V. 177. P. 411.
3. French R.H., Mullejans H., Jones D.J. et al. // Acta. Mater. 1998. V. 46. P. 2271.
4. Hosseini H.R.M., Kianvash A. // J. Magn. Magn. Mater. 2004. V. 281. P. 92.

5. Yue M., Zhang J.X., Liu W.Q. // J. Magn. Mater. 2004. V. 271. P. 364.
6. Betancourt I., Davies H.A. // J. Magn. Mater. 2003. V. 261. P. 328.
7. Eustathopoulos N. // Int. Met. Rev. 1983. V. 28. P. 189.
8. Straumal B., Muschik T., Gust W. et al. // Acta. Metal. Mater. 1992. V. 40. P. 939.
9. Straumal B., Molodov D., Gust W. // Interface Sci. 1995. V. 3. P. 127.
10. Protasova S.G., Kogtenkova O.A., Straumal B.B. et al. // J. Mater. Sci. 2011. V. 46. P. 4349.
11. Mazilkin A.A., Kogtenkova O.A., Straumal B.B. et al. // Def. Diff. Forum. 2005. V. 237–240. P. 739.
12. Мазилкин А.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г. и др. // Физика тв. тела. 2007. Т. 49. Вып. 5. 826 с.
13. Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A. et al. // J. Mater. Sci. 2010. V. 45. P. 2057.
14. Dean J.A. The analytical chemistry handbook. N. Y.: McGraw-Hill, 1995. (Standards ASTM D 3417, ASTM D 3418, ASTM E 1356, ISO 11357).
15. Kogtenkova O.A., Mazilkin A.A., Straumal B.B. et al. // J. Mater. Sci. 2013. V. 48. DOI: 10.1007/s10853-013-7266-0
16. Protasova S.G., Kogtenkova O.A., Straumal B.B. et al. // J. Mater. Sci. 2011. V. 46. P. 4349.
17. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams (10 Volume Set). Eds Villars P., Prince A., Okamoto H. Metals Park, Ohio: ASM International, 1995.