

УДК 539.2/6

“СМАЧИВАНИЕ” ГРАНИЦ ЗЕРЕН ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ Zn–Al И БИКРИСТАЛЛАХ Zn РАСТВОРОМ НА ОСНОВЕ Al

© 2005 г. Б. Б. Страумал¹, А. С. Горнакова¹, Г. Лопес²

Исследована микроструктура поликристаллов Zn – 5 вес. % Al в температурном интервале от 250 до 375°C. Изучена также структура прослоек фазы (Al) на индивидуальных границах зерен (ГЗ) в бикристаллах Zn. Было экспериментально показано, что в зависимости от температуры отжига и энергии ГЗ вторая твердая фаза (Al) образует на ГЗ в (Zn) либо цепочку отдельных линзоподобных включений, либо непрерывные однородные прослойки. Следовательно, в сплаве Zn–Al происходит фазовый переход “смачивания твердой фазой” на ГЗ. С точки зрения термодинамики, этот переход подобен фазовому переходу смачивания ГЗ жидкой фазой. На обычной фазовой диаграмме Zn–Al для объемных фаз построена конода зернограницного фазового перехода “смачивания твердой фазой”.

ВВЕДЕНИЕ

В научной литературе можно найти множество свидетельств, что вторая твердая фаза может формировать слои, полностью покрывающие границы зерен (ГЗ) в матрице. Вот всего лишь несколько наиболее важных примеров: слои Fe₃C в сталях на ГЗ в феррите и аустените [1, 2], слои Cu на ГЗ в спеченных поликристаллах W [3–8], слои β-(Zr, Nb) на ГЗ в α-Zr [9] или слои висмута на ГЗ в меди [10]. Недавно были обнаружены так называемые фазовые переходы смачивания ГЗ жидкой фазой [11–24]. Выше температуры такого фазового превращения все границы зерен в поликристалле не могут существовать в равновесном контакте с жидкой фазой (расплавом). В результате прослойки расплава отделяют друг от друга кристаллы твердой фазы. Зернограницные фазовые переходы смачивания жидкой фазой определяют такие явления, как формирование микроструктуры при пайке, сварке, жидкофазном спекании, тиксотропном литье, деформации двухфазных сплавов и т.д. Непрерывные зернограницные слои второй фазы в сплавах могут быть как нежелательными (например, в случае охрупчивания ГЗ в сплавах Cu–Bi), так и полезными (например, слои Cu, обеспечивающие пластичность поликристаллов W). Построение конод зернограницных фазовых переходов на объемных фазовых диаграммах позволит предсказывать и контролировать описанные выше явления.

Рассмотрим состояние термодинамического равновесия двухфазного поликристалла. В нем возможны два типа морфологии частиц второй фазы на ГЗ.

1. Энергия ГЗ $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha}$ в α-матрице ниже, чем энергия $2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta}$ двух межфазных границ раздела (МФГ) α/β между растущей β-частицей и α-матрицей (рис. 1а). В этом случае растущая β-частица имеет линзоподобную форму и формирует равновесный контактный угол θ вдоль контактной линии между МФГ и ГЗ. Значение θ задается условиями механического равновесия $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha} = 2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta} \cos(\theta/2)$.

2. Если $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha} > 2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta}$, то в этом случае ГЗ α/α неустойчива в контакте с растущей β-фазой, и равновесный контактный угол θ = 0. В результате ГЗ α/α и заменяется на непрерывный слой β-фазой (рис. 1б).

Ситуация с полным или неполным смачиванием ГЗ слоем второй твердой фазы подобна недавно хорошо изученному фазовому переходу смачивания ГЗ жидкой фазой [11–24]. Если энергия ГЗ $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha}$ ниже, чем энергия двух поверхностей раздела твердой и жидкой фаз $2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta}$, то ГЗ смочена не полностью и контактный угол θ > 0 (рис. 1б). Если $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha} > 2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta}$, то ГЗ полностью смочена жидкой фазой и θ = 0 (рис. 1в). Контактный угол θ постепенно уменьшается с ростом температуры до θ = 0 при T_w. Выше T_w контактный угол остается θ = 0 (рис. 1в).

¹ Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка.

² Институт металловедения общества им. Макса Планка, Штутгарт, Германия.

Если температурные зависимости $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha}(T)$ и $2\sigma_{ГЗ}^{\alpha\beta}(T)$ пересекаются, то при температуре их пересечения T_w осуществляется фазовый переход смачивания ГЗ. В двухфазной области ($\alpha + L$) объемной фазовой диаграммы (рис. 1а) появляется конода фазового перехода смачивания при T_w . Выше этой коноды ГЗ с энергией $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha}$ не могут существовать в равновесии с жидкой фазой. Жидкая фаза отделяет зерна твердой фазы друг от друга. В поликристалле существует целый спектр ГЗ с различными энергиями, поэтому в поликристаллах существуют максимальная T_{wmax} и минимальная T_{wmin} температуры для ГЗ с минимальной и максимальной энергией $\sigma_{ГЗ min}^{\alpha\alpha}$ и $\sigma_{ГЗ max}^{\alpha\alpha}$ соответственно. На объемных фазовых диаграммах Al–Mg, Al–Zn и Al–Sn были экспериментально построены коноды при T_{wmax} и T_{wmin} [16, 22–24]. Выше T_{wmax} все ГЗ полностью смочены. Ниже T_{wmin} в поликристалле нет полностью смоченных границ, и расплав имеет форму отдельных включений. В температурном интервале между T_{wmax} и T_{wmin} только часть ГЗ смочена жидкой фазой. С увеличением температуры от T_{wmin} до T_{wmax} доля смоченных ГЗ увеличивается от 0 при T_{wmin} до 100% при T_{wmax} [10, 22–24]. Из термодинамического подобия между обычным смачиванием ГЗ жидкой фазой и “смачиванием” (обволакиванием) ГЗ твердой фазой следует

а) переход с увеличением температуры от ГЗ, не полностью “смоченной” второй твердой фазой, к полностью смоченной ГЗ (при некоторой температуре T_{ws});

б) зависимость T_{ws} от энергии ГЗ (низкая T_{ws} для высокой $\sigma_{ГЗ}^{\alpha\alpha}$ и наоборот);

в) появление между T_{wsmax} и T_{wsmin} новых конод фазовых переходов ГЗ “смачивания твердой фазой” в двухфазной области $\alpha + \beta$ обычных объемных фазовых диаграмм, где в равновесии сосуществуют две твердые фазы α и β ;

г) увеличение доли ГЗ, “смоченных” твердой фазой, от 0 до 100% с ростом температуры от T_{wsmin} до T_{wsmax} .

Для наблюдения мы выбрали систему Zn–Al, которая интересна тем, что в ней в одной из первых наблюдалось явление сверхпластичности. После исследований на поликристаллах было решено продолжить изучение фазового перехода смачивания на индивидуальных ГЗ.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав Zn–5 вес.% Al был приготовлен методом индукционного плавления в вакууме ($P = 10^{-5}$ Па), из высокочистых Zn (99.999 вес. %) и Al (99.9995 вес. %). Из стержня сплава диаметром 9 мм были

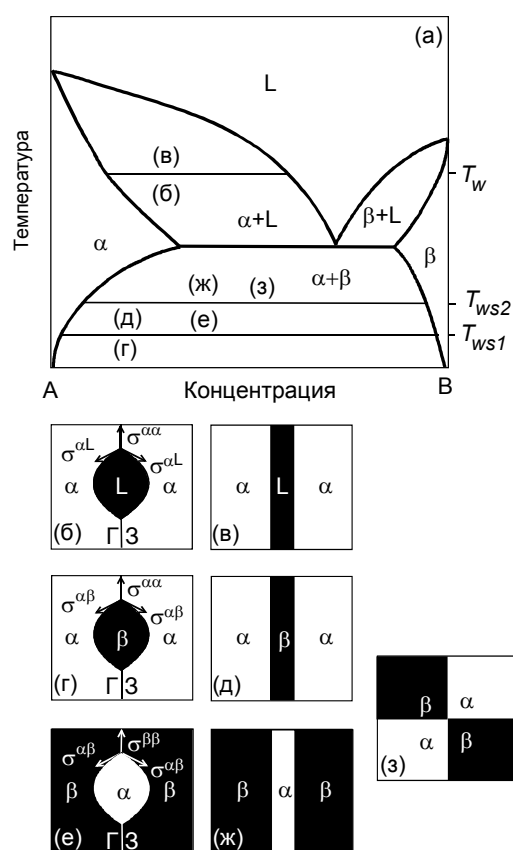


Рис. 1. а – схематическая фазовая диаграмма, на которой представлены коноды фазовых переходов жидко-фазного и твердофазного смачивания границ зерен T_w , T_{ws1} и T_{ws2} соответственно; б – жидкая фаза L не смачивает ГЗ в твердой фазе α ($T < T_w$); в – жидкая фаза L смачивает ГЗ в твердой фазе α ($T > T_w$); г – твердая фаза β не “смачивает” ГЗ в твердой фазе α ($T < T_{ws1}$); д – твердая фаза β “смачивает” ГЗ в твердой фазе α ($T > T_{ws1}$); е – если “смочены” ГЗ α/α и β/β ($T > T_{ws2}$), то в поликристалле $\alpha + \beta$ существуют только межфазные границы раздела α/β .

нарезаны диски толщиной 2 мм. Поликристаллические образцы затем запаивались в откачанные кварцевые ампулы ($P < 4 \times 10^{-4}$ Па) и отжигались в температурном интервале между 250 и 375°C в течение 336, 672 и 2016 ч (см. рис. 2).

Бикристаллы Zn с симметричными границами наклона $[1120]$ с углами разориентации 46° и 84° были выращены из Zn чистотой 99.999 вес. % методом направленной кристаллизации. Ориентация монокристаллических затравок и разориентация границ в бикристаллах контролировались оптическим методом. Для этого моно- и бикристаллические образцы раскалывались в жидком азоте по базисным плоскостям (1000). Для экспериментов по смачиванию бикристаллические образцы покрывались слоем (Al). Затем запаивались в откачанные кварцевые ампулы ($P < 4 \times 10^{-4}$ Па) и отжигались около 30 мин при 415°C. Эта температура была выше температуры фазового перехода смачивания ГЗ в Zn. В результате на ГЗ Zn формиро-

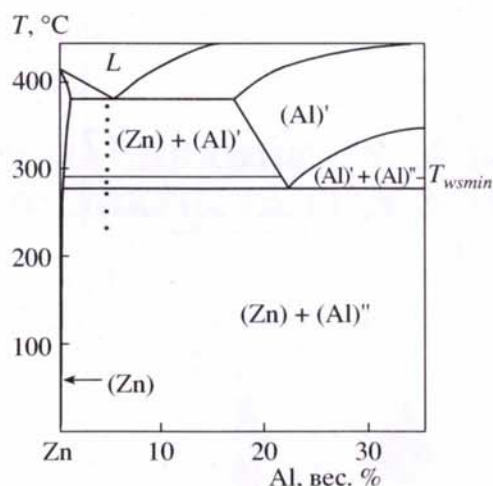


Рис. 2. Равновесная фазовая диаграмма Zn–Al [25]. Точками отмечены температуры отжига сплава Zn–5 вес.% Al. Тонкая горизонтальная линия при T_{wsmin} 290°C обозначает минимальную температуру «смачивания» ГЗ Zn/Zn фазой (Al).

вался непрерывный слой фазы (Al). Кварцевые ампулы затем охлаждались на воздухе. Затем бикристаллы Zn с ГЗ, покрытой слоем фазы (Al) еще раз отжигались при 230 и 290°C в течение 480 ч.

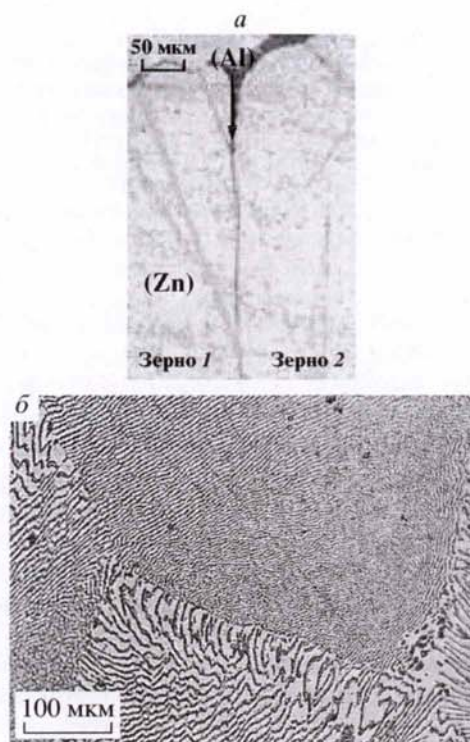


Рис. 3. а – непрерывный слой фазы (Al) на ГЗ наклона [1.1–2.0] в бикристалле Zn после отжига при 415°C. Контактный угол между жидкой фазой (Al) и ГЗ в твердой фазе Zn равен 0. б – оптическая микрофотография сплава Zn–5 вес.% Al после выплавки и охлаждения до комнатной температуры.

После закалки в воду микроструктуру поликристаллических и бикристаллических образцов исследовали с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Предварительно образцы механически полировали и травили в растворе $C_2H_5OH + 3\% HCl$ (15 с). Чтобы подтвердить присутствие различных фаз, образцы исследовали на рентгеновском дифрактометре SIEMENS-500 с графитовым монохроматором. Было использовано $CuK_{\alpha 1}$ -излучение. Микрорентгеноспектральный анализ концентраций Zn и Al был проведен на приборе JEOL 6400 при ускоряющем напряжении 15 кВ. Были получены линейные профили концентрации с шагом от 1 до 5 мкм.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 3б представлена микроструктура сплава Zn–5 вес.% Al после затвердевания и охлаждения. Эта структура представляет исходное состояние наших образцов перед длительными отжигами для исследований фазового перехода «смачивания» (обволакивания) ГЗ второй твердой фазой. Эта микроструктура содержит эвтектические колонии (Al) и (Zn), ламели которых формируются при эвтектической температуре $T_e = 381^\circ C$ во время затвердевания. В бикристаллах такая эвтектическая смесь фаз заменяет при охлаждении слой фазы (Al) на Zn ГЗ, который был расплавлен при температуре отжига 415°C (рис. 3а). Поскольку состав исследуемого сплава очень близок к эвтектическому, первичные кристаллы фаз (Al) и (Zn) отсутствуют в микроструктуре поликристалла Zn–5 вес.% Al. Объемная доля фазы (Zn) в эвтектике больше, чем фазы (Al), в соответствии с фазовой диаграммой и плотностью обеих фаз, поэтому каждую эвтектическую колонию можно рассматривать как зерно (Zn), содержащее ламели (Al). Соседние эвтектические колонии образуют границы зерен (Zn)/(Zn). Границы колоний (Al)/(Al) не наблюдались в исходной структуре. Границы зерен (Al)/(Al) присутствуют в исходной структуре только в отдельных точках контакта ламелей (Al) из соседних эвтектических колоний. Для наших исследований существенно, что ламели (Al) в каждой колонии (т.е. в зерне (Zn)) начинались (или заканчивались) на границах между колониями (т.е. ГЗ (Zn)/(Zn)) независимо от ламелей (Al) в соседней колонии. В исходной структуре на границах зерен (Zn)/(Zn) нет ни непрерывных слоев (Al), ни цепочек частиц (Al) (рис. 3б). Ламели (Al) подходят к ГЗ (Zn)/(Zn) из соседних эвтектических колоний и заканчиваются на ней. При охлаждении до комнатной температуры в ламелях (Al) при $T_m = 277^\circ C$ происходит второе (монотектоидное) превращение. Твердый раствор (Al) с содержанием Al около 18 вес.% разлагается на два твердых раствора (Al)' и (Al)'' с содержанием Al 22 и 35 вес.%. На рис. 4а и 5а можно увидеть эту тонкую структуру в эвтектической ламели (Al).

В результате последующих длительных отжигов при температурах между 250 и 375°C начальная микроструктура изменяется. На рис. 4 представлена типичная микроструктура сплавов Zn–5 вес.% Al, отожженных в течение 2160 ч при 375°C (рис. 4а) и при 275°C (рис. 4б). Во всех образцах ламели (Al) в объеме “отстают” от границ колоний (Zn)/(Zn), утолщаются и разбиваются на части. Эти частицы затем сфероидизируются. На ГЗ (Zn)/(Zn), первоначально свободных от фазы (Al), начинают выделяться и расти частицы (Al). Фаза (Al) на ГЗ (Zn)/(Zn) растет в виде непрерывных пластин, как на рис. 4а, или цепочки частиц, как на рис. 4б. С увеличением продолжительности отжига все выделения фазы (Al) укрупняются. Этот рост более резко выражен при высоких температурах. Ламели (Al) в объеме утолщаются, разбиваются на части и сфероидизируются. Частицы (Al) на ГЗ растут, оставаясь линзоподобными. И наоборот, непрерывные слои (Al) на ГЗ остаются плоскими и становятся все толще и толще с увеличением температуры и продолжительности отжига.

Эти факты показывают, что в двухфазной эвтектической области (Al) + (Zn) на объемной фазовой диаграмме Zn–Al происходит фазовый переход “смачивание” (обволакивание) ГЗ (Zn)/(Zn) твердой фазой (Al). ГЗ (Zn)/(Zn), свободные от частиц выделений (Al) в исходном состоянии, разделяются на две группы. На ГЗ первой группы появляются частицы (Al). Эти частицы (Al) разделяются участками “нетронутой” ГЗ (Zn)/(Zn). На ГЗ второй группы появляются непрерывные плоские слои фазы (Al). С увеличением продолжительности отжига морфология выделений на ГЗ изменяется только количественно (частицы укрупняются, а слои утолщаются), но не качественно. На рис. 4в представлена микроструктура индивидуально ГЗ после отжига в течение 720 ч при 250°C. Непрерывный слой (Al) на ГЗ становится после данного отжига разделенным на частицы подобно частицам в поликристаллических образцах.

Составы фаз в образцах были исследованы с помощью рентгеновского микроанализа (рис. 5). Средний состав твердого раствора (Zn) (0.91 вес.% Al), а также средний состав твердого раствора (Al) (21.9 вес.% Al), который после закалки распадается согласно с монотектоидной реакцией, хорошо соответствуют равновесным значениям при температуре отжига [25]. Линия анализа пересекает слой (Al) на ГЗ (Zn)/(Zn). Четко видна тонкая структура монотектоидной смеси, появляющейся в процессе закалки в слоях (Al) на ГЗ и укрупнившихся объемных ламелях (Al).

Для каждой температуры отжига на массиве из примерно ста ГЗ определялась доля ГЗ, покрытых непрерывным слоем твердой фазы (Al) или содержащих цепочки частиц (Al). На рис. 6 показана

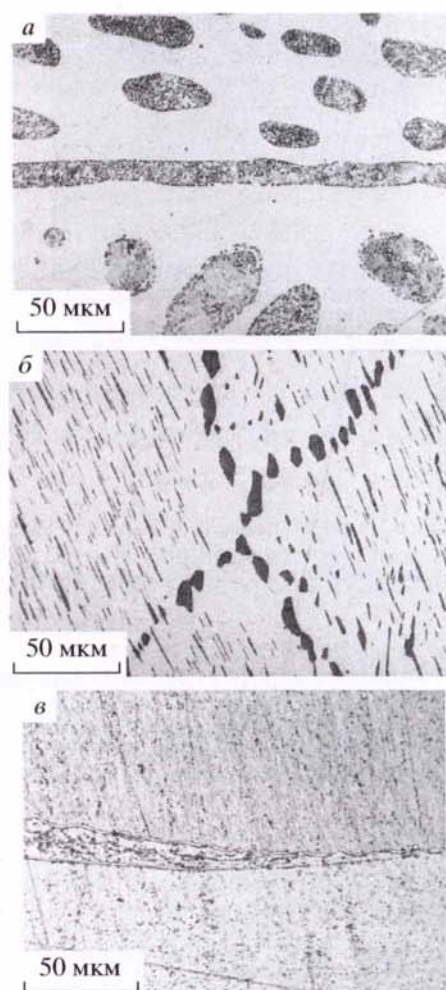


Рис. 4. Оптические микрофотографии поликристаллических образцов, отожженных в течение 2160 ч при 345°C (а) и при 275°C (б), а также бикристаллического образца, отожженного в течение 720 ч при 235°C (в).

температурная зависимость доли ГЗ (Zn)/(Zn), покрытых непрерывными слоями твердой фазы (Al). На графике отмечены температуры T_{mt} и T_e монотектоидного и эвтектического переходов в объеме. Ниже T_{mt} в образцах нет ГЗ (Zn)/(Zn), “смоченных” твердой фазой. Вплоть до температуры 283°C (т.е. выше T_{mt}) все ГЗ (Zn)/(Zn) содержат только цепочки частиц (Al). При 300°C в образцах появляются первые ГЗ (Zn)/(Zn), полностью покрытые непрерывными слоями твердой фазы (Al). Это означает, что минимальная температура T_{wsmin} перехода “смачивания” (обволакивания) твердой фазой для ГЗ (Zn)/(Zn) лежит между 283 и 300°C. На основе этого наблюдения в двухфазной области (Al) + (Zn) объемной фазовой диаграммы Zn–Al была проведена конода для минимальной температуры T_{wsmin} фазового перехода “смачивания” (обволакивания) твердой фазой (рис. 2).

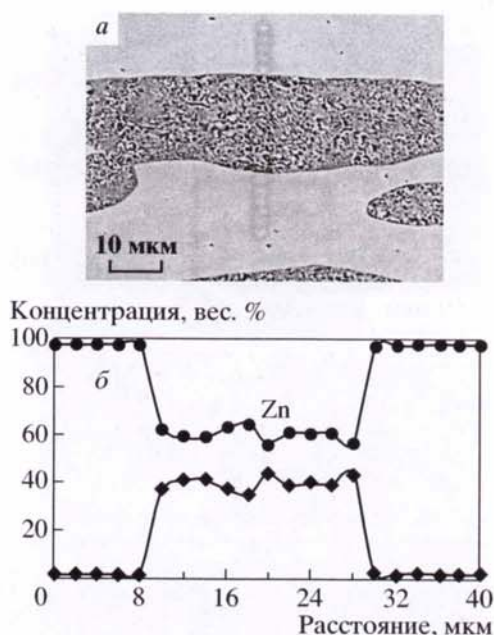


Рис. 5. *a* – микрофотография образца, отожженного при 345°C в течение 2160 ч (сканирующая электронная микроскопия); *б* – концентрационный профиль, определенный с помощью микрорентгеноспектрального анализа, вдоль линии, показанной на микрофотографии.

Доля ГЗ (Zn)/(Zn), “смоченных” твердой фазой (Al), увеличивается с ростом температуры подобно доле ГЗ, смоченных жидкой фазой [10, 22–24]. Однако доля ГЗ (Zn)/(Zn), “смоченных” твердой фазой (Al), не достигает 100%. Чуть ниже эвтектической температуры T_e только около 35% ГЗ

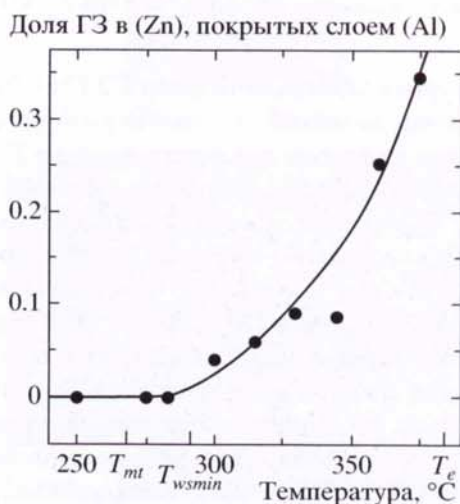


Рис. 6. Температурная зависимость доли ГЗ Zn/Zn, полностью “смоченных” непрерывным слоем фазы (Al). Указаны температуры T_{mt} и T_e монотектоидного и эвтектических переходов в объеме. T_{wsmin} – минимальная температура “смачивания” ГЗ Zn/Zn твердой фазой (Al).

(Zn)/(Zn) полностью покрыты непрерывным слоем твердой фазы (Al). Это означает, что для перехода “смачивания” (обволакивания) твердой фазой $T_{wsmax} > T_e$. В результате линия T_{wsmax} для перехода “смачивания” (обволакивания) твердой фазой не появляется в области (Al) + (Zn) объемной фазовой диаграммы Zn–Al (рис. 2).

3. ОБСУЖДЕНИЕ

Если наблюдаемое явление в сплавах Zn–5 вес.% Al является действительно равновесным фазовым переходом на ГЗ, то доля ГЗ (Zn)/(Zn), полностью покрытых непрерывным слоем твердой фазы (Al), должна зависеть только от кристаллографического спектра ГЗ и от температуры, а не от предыстории образца. Для того чтобы проверить этот факт, образцы, отожженные при 250, 275 и 283°C, были дополнительно отожжены при 375°C.

После отжига при температурах 250, 275 и 283°C в образцах нет ГЗ (Zn)/(Zn), полностью “смоченных” фазой (Al). Однако после добавочного отжига при 375°C появляются ГЗ (Zn)/(Zn), “смоченные” фазой (Al) (рис. 7). Доля “смоченных” ГЗ в таком образце лежит между 30 и 40% и хорошо совпадает со значением, полученным после однократного отжига исходных образцов при 375°C. Таким образом, доля “смоченных” ГЗ не зависит от термической предыстории, она отражает только термодинамическое состояние образцов.

Как мы видели выше, температуры T_{ws} разные у разных ГЗ из-за того, что различаются их энергии. Хорошо известно, что энергия ГЗ зависит не только от разориентации, но и от ориентации плоскости границы [26, 27]. Другими словами, различно ориентированные части криволинейной ГЗ имеют различные энергии. Это значит, что между T_{wsmax} и T_{wsmin} могут быть найдены ГЗ, участки которых с разной ориентацией могут быть или полностью, или неполностью “смочены” второй твердой фазой. Двойниковые ГЗ имеют минимально

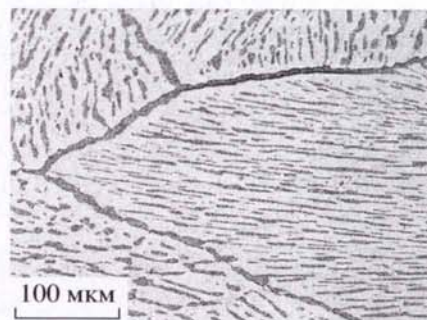


Рис. 7. Оптическая микрофотография образца, отожженного в течение 336 ч при 250°C, а затем в течение 48 ч при 370°C. Частицы (Al), образующие цепочки на ГЗ Zn/Zn во время первого отжига, сливаются в непрерывную прослойку после второго отжига.

возможную энергию среди высокоугловых ГЗ. Следовательно, двойниковые ГЗ должны иметь наивысшую температуру перехода T_{ws} . Двойниковые ГЗ в Zn можно легко найти в исследуемых образцах с помощью поляризованного света. Даже при очень высоких температурах исследуемые двойниковые ГЗ в Zn никогда не покрываются непрерывными слоями фазы (Al). Частицы (Al) в цепочке ГЗ даже не вытягиваются вдоль двойниковой ГЗ. Это означает, что T_{ws} действительно тем выше, чем ниже энергия ГЗ.

Толщина слоев (Al) на ГЗ L параболически растет с увеличением продолжительности отжига t . Параметр L^2/t растет экспоненциально с увеличением температуры. Эти факты свидетельствуют о том, что возрастание L контролируется объемной диффузией. Энергия активации составляет $E = 80$ кДж/моль, а предэкспоненциальный множитель $(L^2/t)_0 \approx 10^{-8}$ м²/с. Измеренное значение E для L^2/t близко к значениям E для объемной самодиффузии и диффузии примесей в Zn и примерно в 2 раза ниже, чем значения E для объемной самодиффузии и диффузии примесей в Al [28]. Это означает, что рост L контролируется объемной диффузией через твердый раствор (Zn). К сожалению, данных по объемной диффузии Al в Zn в литературе нет. Поскольку в исследуемых образцах представлены только два компонента, мы можем предположить, что L^2/t дает нам оценку для неизвестного коэффициента объемной диффузии Al в Zn. Важно упомянуть, что значение L^2/t весьма невелико: оно примерно на два порядка величины ниже, чем самые низкие известные значения коэффициентов объемной диффузии в Zn [28].

Существует одно важное различие между жидкофазным и твердофазным смачиванием ГЗ: вторая твердая фаза β тоже содержит границы зерен. Это значит, что в двухфазной области $\alpha + \beta$ объемной фазовой диаграммы могут появляться два вида зернограницных конод: один при T_{wsaa} для покрытия α/α ГЗ β -фазой (рис. 1а, г, д), а другой – при T_{wsbb} для покрытия β/β ГЗ α -фазой (рис. 1а, е, ж). Выше этих температур T_{wsaa} и T_{wsbb} в поликристаллах в равновесии могут присутствовать только межфазные границы α/β , встречающиеся между собой в четверных стыках (рис. 1з). Микроструктура в этом случае будет подобна шахматной доске или паркету, сконструированному из двух фаз. Такая микроструктура наблюдалась в CoPt + CoPt₃ двухфазной области фазовой диаграммы Co–Pt [29, 30]. В двухфазной области $\alpha + \beta$ объемной фазовой диаграммы могут иметь место два вида переходов “смачивания” ГЗ твердой фазой: для границ зерен α/α и β/β . Однако вопрос о возможности “смачивания” ГЗ (Al) твердой фазой (Zn) остается открытым из-за того, что ГЗ (Al)/(Al) почти не было в исследуемом сплаве. Для того чтобы ответить на этот вопрос, следует изучить другой сплав с составом приблизительно от 15 до 18 вес.% Zn. В та-

ком сплаве объемная доля фазы (Al) будет выше и соответственно число ГЗ (Al)/(Al) будет достаточным для исследования явления “смачивания” ГЗ твердой фазой.

ВЫВОДЫ

В работе показано, что с увеличением температуры при некоторой температуре T_{ws} происходит переход от неполного “смачивания” ГЗ (Zn)/(Zn) второй твердой фазой (Al) к полному “смачиванию”.

Температура перехода T_{ws} различна для ГЗ с различной энергией $\sigma_{GB}^{\alpha\alpha}$ (низкая T_{ws} для высоких $\sigma_{GB}^{\alpha\alpha}$ и наоборот).

Из энергетической зависимости T_{ws} следует, что T_{ws} может быть различной даже для разных участков одной и той же ГЗ, имеющих различную ориентацию.

Новые коноды фазовых переходов “смачивания” твердой фазой ГЗ были построены между температурами T_{wsmax} и T_{wsmin} в двухфазной области (Zn) + (Al) объемной фазовой диаграммы Zn–Al, где две твердые фазы (Zn) и (Al) находятся в равновесии.

T_{wsmin} в системе Zn–Al лежит немного выше температуры монотектоидного перехода T_{mt} .

T_{wsmax} в системе Zn–Al лежит выше температуры эвтектического перехода T_e .

Доля ГЗ (Zn)/(Zn), “смоченных” твердой фазой (Al), увеличивается от 0 до ~35% с увеличением температуры от T_{wsmin} до T_e .

Авторы благодарят РФФИ (гранты № 04-03-32800 и 04-03-34982), INTAS (гранты № 03-51-3779 и 04-83-3659), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 664 с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
3. Гегузин Я.Е. Физика спекания. М.: Наука, 1967. 360 с. Второе изд. М.: Наука, 1984. 311 с.
4. Еременко В.Н., Найдич Ю.В., Лавриненко И.А. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы. Киев: Наук. думка, 1968. 122 с.
5. Паничкина В.В., Сиротюк М.М., Скороход В.В. // Порошковая металлургия. 1982. № 6. С. 21.
6. Скороход В.В., Солонин Ю.М., Филиппов Н.И., Роцин А.Н. // Порошковая металлургия. 1983. № 9. С. 9.
7. Скороход В.В., Паничкина В.В., Прокушев Н.К. // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 14.
8. Huppman W.J., Riegger H. // Acta Metall. 1975. V. 23. P. 965.

9. Iribarren M.J., Agüero O.E., Dymont F. // Def. Diff. Forum. 2001. V. 194–199. P. 1211.
10. Apykhtina I., Bokstein B., Khushnutdinova A. et al. // Def. Diff. Forum. 2001. V. 194–199. P. 1331.
11. Eustathopoulos N., Coudurier L., Joud J.C., Desre P. // J. Crystal Growth. 1976. V. 33. P. 105.
12. Rabkin E.I., Semenov V.N., Shvindlerman L.S., Straumal B.B. // Acta Metall. Mater. 1991. V. 39. P. 627.
13. Rabkin E., Weygand D., Straumal B. et al. // Philos. Mag. Lett. 1996. V. 73. P. 187.
14. Glebovsky V.G., Straumal B.B., Semenov V.N. et al. // High Temp. Mater. Proc. 1994. V. 13. P. 67.
15. Straumal B., Muschik T., Gust W., Predel B. // Acta Metall. Mater. 1992. V. 40. P. 939.
16. Straumal B., Molodov D., Gust W. // J. Phase Equilibria. 1994. V. 15. P. 386.
17. Straumal B., Risser S., Sursaeva V. et al. // J. Physique IV. 1995. V. 5-C7. № 11. P. 233.
18. Straumal B., Semenov V., Glebovsky V., Gust W. // Def. Diff. Forum. 1997. V. 143–147. P. 1517.
19. Straumal B., Rabkin E., Lojkowski W. et al. // Acta Mater. 1997. V. 45. P. 1931.
20. Straumal B.B., Gust W., Watanabe T. // Mater. Sci. Forum. 1999. V. 294–296. P. 411.
21. Straumal B.B., Zieba P., Gust W. // Int. J. Inorg. Mater. 2001. V. 3. P. 1113.
22. Straumal B.B. // Nanostructures: Synthesis, Functional Properties and Applications / Eds Tsakalakos Th., Ovid'ko I. A., Vasudevan A. K., NATO Science Series. V. II–128. Dordrecht: Kluwer, 2003. P. 295.
23. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. М.: Наука, 2003. 327 с.
24. Когтенкова О.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Лопес Г. // См. настоящий номер журнала. С. 1324.
25. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
26. Muschik T., Laub W., Finnis M.W., Gust W. // Z. Metallk. 1993. V. 84. P. 596.
27. Barg A., Rabkin E., Gust W. // Acta Metall. Mater. 1995. V. 43. P. 4067.
28. Landolt-Börnstein. V. 26. Diffusion in solid metals and alloys. / Ed. Mehrer H. Berlin: Springer-Verlag, 1990. P. 460.
29. Leroux C., Loiseau A., Cadeville M.C. et al. // J. Phys.: Condens. Matter. 1990. V. 2. P. 3479.
30. Loiseau A., Leroux C., Broddin D., van Tendeloo G. // Colloque Phys. 1990. V. 51-C1. P. 233.